

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

Інженерно-фізичний факультет

Кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів

«На правах рукопису»
УДК 669.018.9

До захисту допущено
Завідувач кафедри
М.М. Ямшинський
(ініціали, прізвище)

(підпис)

“ ____ ” _____ 2018 р.

Магістерська дисертація

за спеціальністю 136 Металургія

на тему: Отримання титан-алюмінієвого композиту рідкофазним методом

Виконала: студентка 6 курсу, групи ФЛ-61м

Смірнова Яна Олександрівна

(прізвище, ім'я, по батькові)

(підпис)

Науковий керівник

К.Т.Н., доц. Гурія І.М.

(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

(підпис)

Консультант з
експериментальної
частини

чл.-кор. НАН України,

д.т.н., проф. Лобода П.І.

(науковий ступінь та звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Консультант з
економічно-
організаційної частини

к.е.н., ст. викл. Нараєвський С.В.

(науковий ступінь та звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Консультант
з нормоконтролю

К.Т.Н., доц. Федоров Г.Є.

(науковий ступінь та звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Рецензент

д.т.н., проф. Михаленков К.В.

(науковий ступінь та звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Засвідчую, що у цій магістерській
дисертації немає запозичень з праць
інших авторів без відповідних
посилань.

Студентка _____
(підпис)

Київ – 2018 р.

Національний технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”

Факультет інженерно-фізичний

Кафедра ливарного виробництва чорних і кольорових металів

Рівень вищої освіти – другий (магістерський)

Спеціальність – 136 Металургія

Спеціалізація – Ливарне виробництво і комп'ютеризація процесів лиття

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

М.М. Ямшинський

(підпис)

(ініціали, прізвище)

“ ” _____ 2018 р.

З А В Д А Н Н Я
НА МАГІСТЕРСКУ ДИСЕРТАЦІЮ СТУДЕНТЦІ

Смірновій Яні Олександрівні

(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема дисертації: «Отримання титан-алюмінієвого композиту рідкофазним методом», науковий керівник дисертації Гурія Ірина Миранівна, к.т.н., доцент, затверджені наказом по університету від «22» березня 2018 року №994-с
2. Строк подання студентом дисертації: 15 травня 2018 року
3. Об'єкт дослідження: титан-алюмінієвий композиційний матеріал, армований боридом титану, отриманий рідкофазним методом.
4. Предмет дослідження: структура, фазовий склад та фізико-механічні властивості титан-алюмінієвого композиційного матеріалу, отриманого рідкофазним методом.
5. Перелік питань, які потрібно розробити: 5.1 Опрацювати та проаналізувати літературу за темою дослідження; 5.2 Оптимізувати методику дослідження; 5.3 Провести експерименти; 5.4 Виготовити та дослідити зразки; 5.5 Дослідити кінетику процесу фізико-хімічної та дифузійної взаємодії титану, армованого боридом титану та розплаву алюмінію; 5.6 Дослідити кінетику взаємодії титану, армованого боридом титану та розплаву алюмінію при отриманні шаруватого композиту; 5.7 Дослідити фізико-механічні властивості в зоні взаємодії титану, армованого боридом титану та розплаву алюмінію;

5.8 Розробити організаційно-економічну частину роботи; 5.9 Сформулювати загальні висновки та рекомендації

6. Перелік ілюстративного матеріалу: Презентація (11 слайдів)

7. Перелік публікацій: 7.1 Особливості взаємодії титану, армованого волокнами монобориду титану, з розплавом алюмінію / Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І. // IX Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2017: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2017 р., м. Київ / загальна редакція Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2017. – С 168-169.
7.2 Дослідження взаємодії алюмінію з титановим композитом / Лобода П.І., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Смірнова Я.О. // Нові матеріали і технології в машинобудуванні, 2. – 2017. – С 25-27.
7.3 Вплив шорсткості поверхні титанового композиту на його взаємодію з розплавом алюмінію / Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І. // X Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2018: матеріали науково-технічної конференції, 24...25 квітня 2018 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018. – С 156-158.

8. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Експериментальна частина	Лобода П.І., професор		
Економічно-організаційна частина	Нараєвський С.В., старший викладач		
Нормоконтроль	Федоров Г.Є., доцент		

9. Дата видачі завдання 8 вересня 2016 року

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1	Аналіз результатів досліджень НДРС	08.09.2016... 04.02.2018р.	
2	Переддипломна науково-дослідна практика	05.02...09.03.2018р.	
3	Опрацювання та аналіз літератури за темою дослідження	06.02...14.03.2018р.	
4	Оптимізація методики дослідження	06.02...09.02.2018р.	
5	Проведення експериментів	13.02...01.03.2018р.	
7	Виготовлення зразків, їх дослідження та аналіз результатів	15.02...17.04.2018р.	
8	Виконання організаційно-економічної частини	30.04...10.05.2018р.	
9	Виконання ілюстративної частини роботи	19.04...08.05.2018р.	
10	Оформлення магістерської дисертації	20.02...11.05.2018р.	
11	Подання дипломної роботи до захисту	14.05.2018р.	
12	Рецензування дипломної роботи	15..17.05.2018р.	
13	Захист дипломної роботи	22.05.2018р.	

Студент

(підпис)Смірнова Я.О.

(прізвище та ініціали)

Науковий керівник

(підпис)Гурія І.М.

(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація: 82 с., 35 рис., 7 табл., 52 посилання.

Об'єкт дослідження – процес отримання рідкофазним методом титан-алюмінієвого композиційного матеріалу, армованого боридом титану.

Предмет дослідження – структура, фазовий склад та мікромеханічні властивості титан-алюмінієвого композиційного матеріалу, отриманого рідкофазним методом.

Мета роботи – отримання рідкофазним методом композиційного титан-алюмінієвого матеріалу, армованого волокнами бориду титану.

Методи дослідження – за допомогою комплексу високоінформативних методів фізичного матеріалознавства (електронної мікроскопії, рентгеноструктурного аналізу та мікромеханічних випробувань) досліджено структуру, фазовий склад та механічні властивості структурних складових, утворених у ході отримання композиційного матеріалу.

Результати дослідження – досліджено процес взаємодії титану, армованого боридом титану та розплаву алюмінію. Отримано значення мікромеханічних властивостей структурних складових.

Галузь застосування – машинобудування, оборонна промисловість.

Пропозиції про можливі напрямки розвитку, продовження виконаних досліджень – створення багатошарових композиційних матеріалів для використання в складних умовах роботи.

КОМПОЗИЦІЙНИЙ МАТЕРІАЛ, ТИТАН, АЛЮМІНІЙ, БОРИД
ТИТАНУ, АРМУВАННЯ, СТРУКТУРА, ФАЗОВИЙ СКЛАД,
МІКРОМЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

ABSTRACT

Master's dissertation: 82 p., 35 fig., 7 tab., 52 references.

Object of research – process of producing a titanium-aluminum composite material, reinforced with titanium diboride, obtained by the liquid-phase method.

Subject of research – structure, phase composition and micromechanical properties of titanium-aluminum composite material obtained by the liquid-phase method.

The aim of the work – to obtain a composite titanium-aluminum material reinforced with titanium boride fibers.

Research methods – the structure, phase composition and mechanical properties of structural components formed during the production of composite material were investigated using a set of highly informative methods of physical material science (electron microscopy, X-ray diffraction analysis and micromechanical tests).

The results of the study – the process of interaction of titanium reinforced with titanium boride and aluminum melt was investigated. The value of the micromechanical properties of structural components is obtained.

The application areas – mechanical engineering, defense industry.

Proposals for possible directions of development, continuation of the performed researches – creation of multilayered composite materials for use in difficult working conditions.

COMPOSITE MATERIAL, TITAN, ALUMINUM, TITANIUM BORIDE, ARMING, STRUCTURE, PHASE COMPOSITION, MICROMECHANICAL PROPERTIES

6 РОЗРОБЛЕННЯ БІЗНЕС-ПРОЕКТУ

6.1 Опис ідеї проекту

Запропоновано технологію виготовлення нового шаруватого титан-алюмінієвого композиційного матеріалу підвищеними міцнісними характеристиками та зменшеною вагою готового виробу.

6.2 Бізнес-модель

6.2.1 Продукт

Шаруватий титан-алюмінієвий композиційний матеріал для використання в оборонній та машинобудівній промисловостях.

6.2.2 Сегмент споживачів

Споживачами запропонованого продукту можуть бути наступні промислові підприємства:

- ДП «Миколаївський бронетанковий завод»;
- ДП «Завод ім. Малишева»;
- ПАТ «АвтоКрАЗ»;
- ДП «Харківське КБ з машинобудування ім. Морозова»

6.2.3 Канали збуту

Застосовують прямі канали збуту, які пов'язані з переміщенням товарів і послуг без участі посередників. Вони забезпечують доступ до кінцевого споживача, що дає такі вагомі переваги, як можливість збирання маркетингової інформації та прямий вплив на споживачів, але потребують значних фінансових вкладень. До прямих каналів збуту можна віднести:

- безпосередній контакт з потенційними покупцями через візити на підприємства та презентації товару;

- контакт через тематичні та галузеві виставки та конференції;
- збут через інтернет-ресурси
- збут через оптові бази та склади.

6.2.4 Взаємодія зі споживачами

З конкретним споживачами взаємодія може відбуватися через особисті контакти, по телефону, електронній пошті; можливе застосування програм лояльності.

Із потенційними споживачами – через інформаційні інтернет-ресурси: сайт проекту, блог новин проекту, виставки, конференції.

6.2.5 Прибуток (монетизація)

Отримання прибутку від продажу готових виробів основної номенклатури та індивідуальних замовлень, а також від впровадження своєї технології для інших виробників.

6.2.6 Ключові види діяльності

1) Наукова діяльність – це інтелектуальна творча діяльність, спрямована на одержання та використання нових знань. Основними її формами є фундаментальні та прикладні наукові дослідження.

2) Виробництво продукції – певний технологічний процес отримання виробів певної конфігурації та із заданими технологічними та механічними властивостями.

3) Маркетингова діяльність – являє собою творчу управлінську діяльність, завдання якої полягає в розвитку ринку товарів, послуг і робочої сили шляхом оцінки потреб споживачів, а також у проведенні практичних заходів для задоволення цих потреб.

6.2.7 Ключові ресурси

Ключові ресурси можна поділити на:

- матеріальні: промислові приміщення, вихідні матеріали, фінансове забезпечення;
- інтелектуальні: технологія виготовлення продукції, охоронні документи (патенти), науково-технічні працівники.

6.2.8 Ключові партнери

Ключовими партнерами є:

- підприємство, яке забезпечує виробничу базу;
- компанії з надання логістичних і маркетингових послуг;
- постачальники сировини та енергоресурсів для виробництва.

6.2.9 Витрати

Основними є витрати на:

- оренду промислових потужностей;
- ресурсозабезпечення;
- логістику;
- маркетинг.

6.3 Споживчі властивості товару

Представлений композиційний матеріал може підвищити міцнісні характеристики та зменшити вагу виробів.

6.4 Дослідження ринку

За результатами аналізу існуючого ринку продукції аналогічного призначення можна зробити висновок, що технології, які використовуються

на сьогодні для виробництва виробів аналогічного призначення можуть програвати за міцнісними характеристиками та вагою готових виробів.

6.5 Маркетингова стратегія просування

Маркетингова стратегія просування проекту складатиметься з:

- просування проекту в мережі Internet;
- участі у галузевих виставках та конференціях;
- проведення презентацій для потенційних покупців;
- зустрічей безпосередньо на підприємствах, які користуються запропонованою продукцією та проведення демонстрацій та «особистих продажів» виробів;
- поступовим опануванням ринку України та виходом на міжнародний ринок.

6.6 Елементи фінансового плану

6.6.1 Опис бізнес - проекту

Мета проекту – отримання прибутку шляхом продажу виробів, виготовлених за розробленою технологією.

Актуальність проекту – використання титану та алюмінію у поєднанні з армуючими керамічними частинками може значно підвищити якість виробів та одночасно забезпечити низьку питому вагу, високу питому міцність, корозійну стійкість та жароміцність.

6.6.2 Опис товару/ послуги/ технології

Запропонований композиційний матеріал можна використовувати в оборонній та машинобудівній промисловостях.

6.6.3 Маркетинг та продаж

Маркетингова стратегія просування проекту включає в себе:

- просування проекту в мережі Internet;
- участь у галузевих виставках та конференціях;
- проведення презентацій для потенційних покупців.

Для продажу застосовуються прямі канали збуту:

- безпосередній контакт з потенційними покупцями;
- збут через інтернет-ресурси.

6.6.4 Фінансовий план

На поточному етапі існування проекту фінансовий план у необхідному обсязі не прораховувався. Однак, можна вважати, що заплановані інвестиції для впровадження у виробництво та виробництва готових виробів в межах одного підприємства-виробника становлять:

- оренда промислових потужностей – 2 000 \$;
- відпрацювання технології в умовах виробництва – 2 000 \$;
- ресурсозабезпечення – 8 000 \$;
- затрати на логістику, маркетинг, з/п – 5 000 \$.

Поточна ситуація по проекту:

- проект на стадії відпрацювання та удосконалення технології в лабораторних умовах;
- в наявності є дослідні зразки.

6.6.5 Резюме

Проект призначений для підвищення міцнісних характеристик та зменшення ваги готового виробу.

Заплановані інвестиції для впровадження у виробництво на одному підприємстві становлять 17 000 \$.

Бізнес-модель до даного проекту зображено на рис. 6.1.

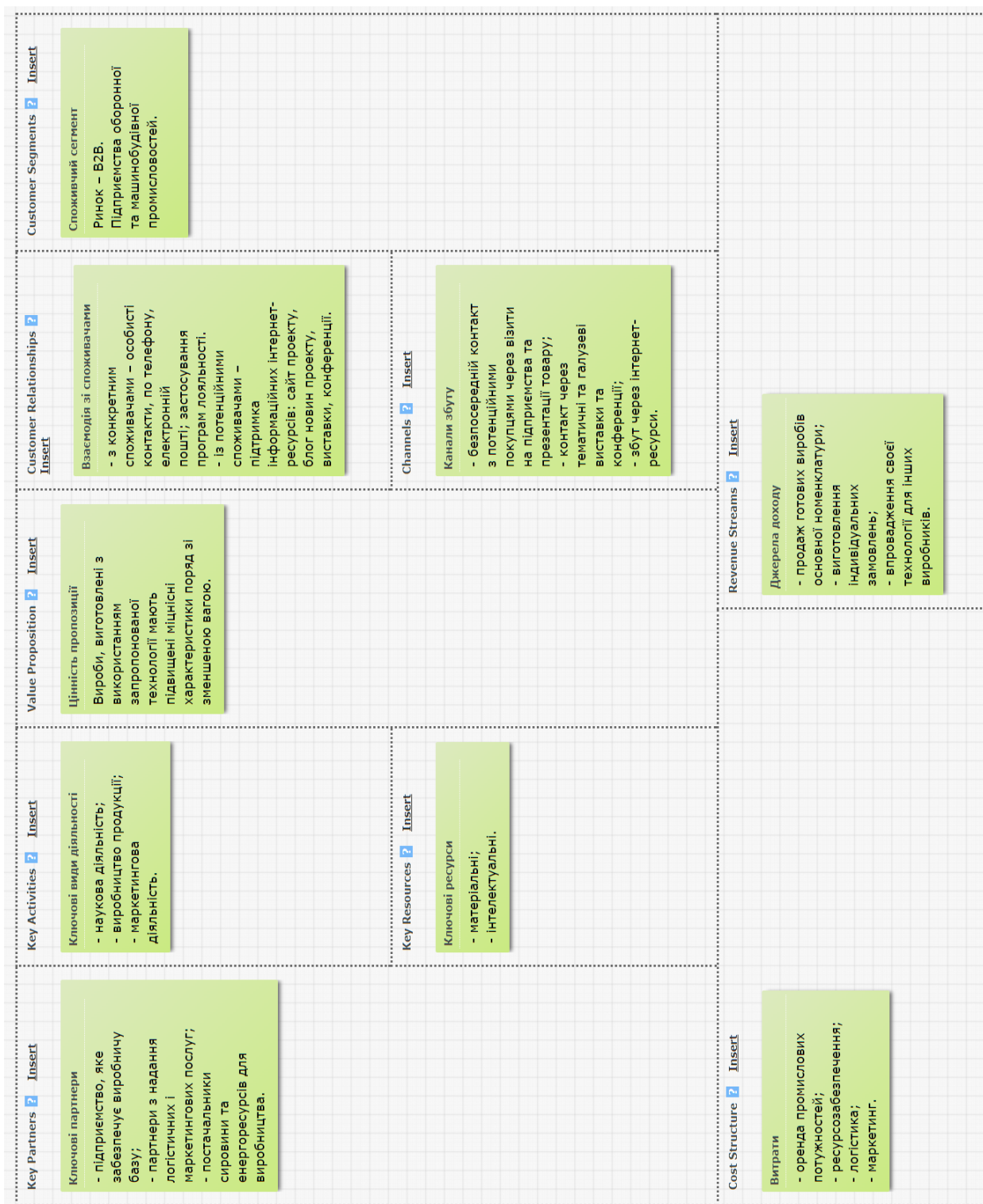


Рисунок 6.1 – Бізнес-модель

6.8 Висновки до розділу 6

1. Досліджено можливість ринкової комерціалізації проекту.
2. Розроблений композиційний матеріал є перспективним для впровадження у виробництво, так як може забезпечити підвищені міцнісні характеристики та зменшену вагу готового виробу.
3. Представлено бізнес-модель проекту.

ВСТУП

Використання композиційних матеріалів збільшується з кожним роком. Аналітична компанія Technavio Research [1] прогнозує, що загальне світове використання металевих матричних композитів до 2021 року становитиме 10800 тон, тобто зросте більш ніж на 6% у період з 2017 по 2021 роки.

Огляд ринку від Grand View Research [2] за 2014 рік показує, що алюміній-матричні композиційні матеріали є найбільшим сегментом та складають 30% від металевих композитів. У звіті вказують, що алюміній буде лідером серед матеріалів матриць металевих композитів, а його використання продовжуватиме рости до 2022 року. Підвищення попиту на алюміній спричинене за-требуваністю легких і високоміцних деталей. Другим за величиною сегментом стануть композити, матрицями яких є тугоплавкі метали, а також метали армовані керамікою, так як їх властивості досить багатофункціональні. Вони можуть бути використані для інструментів, сонячних панелей, екстер'єрів космічних апаратів та каталізаторів хімічних реакцій тощо. Їм притаманна висока міцність на розтяг, пластичність та ковкість.

Металеві композиційні матеріали можна класифікувати за такими параметрами, як: геометрія армуючих елементів (порошкові, волокнисті та пластинчасті композити); структура та розташування компонентів (каркасні, матричні, шаруваті та комбіновані композити); метод отримання (рідкофазні, твердофазні, комбіновані та методи осадження-напилення); тип арматури та її орієнтація (ізотропні та анізотропні композити) [3].

До переваг металевих композиційних матеріалів над гомогенними матеріалами можна віднести підвищені міцність, твердість, зносо- та жаростійкість, зменшену масу виробу тощо.

З огляду на викладене, відповідний інтерес представляє створення (отримання) металевого композиту, характеристики якого були б покращені у порівнянні з вихідними гомогенними матеріалами.

1 СТАН ПИТАННЯ ТА ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ДОСЛІДЖЕННЯ

1.1 Фізичні та хімічні властивості алюмінію

Кристалічна решітка алюмінію – гранецентрований куб, яка стійка при температурі від 4 К (-269 °С) до точки плавлення. В алюмінії немає алотропічних перетворень, тобто його стан стабільний.

Теоретична щільність алюмінію, розрахована за параметрами кристалічної решітки, складає 2698,72 кг/м³.

Температура плавлення алюмінію дуже чутлива до чистоти металу і для високочистого алюмінію (99,996%) складає 660,3 °С, температура кипіння – 2494 °С.

Теплопровідність повністю відпаленого алюмінію у твердому стані зменшується зі збільшенням температури від 237 до 208 Вт/(м·К) при 298 та 933,5 К відповідно, і при температурах вище 100 К вона малочутлива до чистоти металу.

Електроопір алюмінію високої чистоти (99,99%) при температурі 20 °С складає $2,6548 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, окрім того, він є парамагнітним.

Алюміній має високу хімічну активність, енергія утворення його сполук з киснем, сіркою та вуглецем досить велика. У звичайних умовах, при взаємодії з киснем повітря, алюміній покривається тонкою ($2 \cdot 10^{-5}$ см), але міцною плівкою оксиду алюмінію Al_2O_3 , яка захищає від подальшого окислення, що обумовлює його високу корозійну стійкість. Однак, при наявності в алюмінії або навколишньому середовищі Hg, Na, Mg, Ca, Si, Cu та деяких інших елементів міцність оксидної плівки та її захисні властивості різко знижуються [4, 5].

Механічні властивості алюмінію в значній мірі залежать від кількості домішок у ньому, його попередньої механічної обробки та температури. Зі збільшенням вмісту домішок міцнісні властивості алюмінію ростуть, а плас-

тичність зменшується, причому ці властивості проявляються навіть при зміні чистоти металу від 99,5% до 99,0%.

Модуль пружності для алюмінію чистотою 99,25% при кімнатній температурі становить 71 ГПа, натомість для металу чистотою 99,98% – лише 67 ГПа.

Межа міцності при кімнатній температурі для алюмінію чистотою 99,99% складає 45; 99,8% – 63; 99,7% – 67; 99,6% – 70 МПа. Відносне подовження при кімнатній температурі для алюмінію чистотою 99,5% складає 45%, а при чистоті 99,99% – 61%, збільшуючись при температурі 427 °С до 131% [5].

1.2 Фізичні та хімічні властивості титану

Титан зустрічається в двох поліморфних модифікаціях: α -титан з гексагональною щільно упакованою ґраткою, яка існує при температурах нижче 885 °С, та β -титан з кубічною об'ємноцентрованою ґраткою. Відповідно, температура поліморфного перетворення α -титану у β (для йодидного титану) становить 885 °С.

Щільність, розрахована за параметрами кристалічної решітки, при температурі 25 ± 2 °С складає $4,505 \text{ г/см}^3$. Температура плавлення чистого титану складає 1668 °С, а температура кипіння – 3227 °С. Теплопровідність титану високої чистоти при температурі 20...25 °С складає $22,064 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$.

Електроопір титану сильно залежить від його чистоти, а значення у різних джерелах коливаються від $0,42 \cdot 10^{-6}$ до $0,78 \cdot 10^{-6} \text{ Ом}\cdot\text{м}$. При температурах вищих за -200 °С титан є парамагнітним.

Титан характеризується високою корозійною стійкістю на повітрі при низьких і підвищених температурах. При нагріванні до 600 °С титан покривається оксінітридною плівкою. Внаслідок схожості структур металу та плівки остання тримається дуже міцно. Крім цього, швидкість дифузії кисню через окисну плівку при низьких температурах надзвичайно мала, тому вона

добре захищає метал від подальшого руйнування. Також титан є стійким у воді, у тому числі морській, та в ґрунті з різним значенням рН. Однак, титан нестійкий у ряді безкисневих мінеральних кислот (плавикової, соляної, сірчаної, фосфорної) при підвищених концентрації і температурі, помітно взаємодіє з деякими органічними кислотами та лугами з високою концентрацією при нагріванні (наприклад, 40%-вий розчин NaOH при 80 °C). Але, навіть у тих випадках, коли титан кородує, його руйнування іде рівномірно по всій поверхні, а не точковими ділянками, що вигідно виділяє його серед інших металів [6, 7].

Розчинення кисню і азоту в α -сплавах обмежене, при поглинанні надлишкової їх кількості утворюються впорядковані фази. Процес поглинання газу залежить від швидкості дифузії в металі і окислі, і він може бути попереджений або прискорений за допомогою домішок у газі або металі. Так як у титану спорідненість до кисню вища, ніж до азоту, то у повітряній атмосфері титан поглинає кисень у значно більшій кількості, ніж азот. При температурах до ≈ 500 °C швидкість окислення титану і титанових сплавів ще настільки мала, що навіть після довгої витримки механічні властивості в результаті поглинання кисню змінюються незначно, якщо виріб при цьому не тонкостінний і не знаходиться під навантаженням. У випадку великої товщини навіть при високій температурі відсутня небезпека самозаймання, так як швидко утворюється захисний окисний шар. За рахунок легуючих елементів окалистостійкість титану може бути підвищена або знижена.

Твердість йодидного титану коливається в залежності від чистоти металу та методу випробувань від 0,5 до 0,88 ГПа і вище. Межа міцності металу високої чистоти – 196...294 МПа. З підвищенням температури межа міцності падає, наприклад, з 235 МПа при 20 °C до 137 МПа при 200 °C, натомість зі зменшенням температури нижче кімнатної – зростає. Відносне подовження δ , залежно від способу обробки титану, становить від 40 до 82%, а відносне звуження ψ – від 60 до 89% [7].

Навіть невеликі кількості домішок, що містяться, наприклад, у титані технічної чистоти, значно збільшують міцність та зменшують пластичність. Межа міцності збільшується до 529...627 МПа при подовженні на 25...30% [6].

1.3 Фізичні та хімічні властивості дибориду титану

Диборид титану TiB_2 є стабільною сполукою, яку можна спостерігати у двофазній діаграмі Ti-B, у якій окрім гексагонального TiB_2 , існують ромбічні фази TiB та Ti_3B_4 (рис. 1.1).

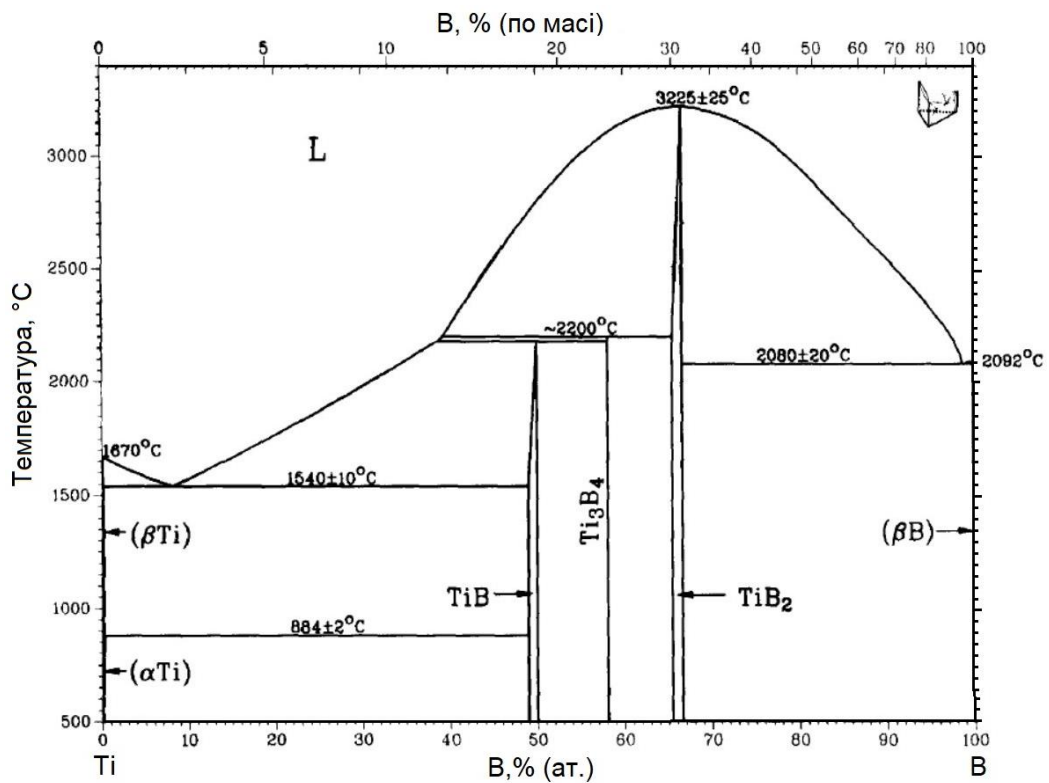


Рисунок 1.1 – Діаграма стану системи Ti-B [8]

TiB та Ti_3B_4 розпадаються перитектично при температурах 2180 °C та 2200 °C відповідно, TiB_2 плавиться конгруентно при 3225 °C. Диборид титану має вузький діапазон гомогенності, та існує в стехіометричному діапазоні 28,5...30 мас.% бору.

Електроопір дибориду титану складає $0,1...0,3 \cdot 10^{-6}$ Ом·м, він є хімічно інертним та стійким до окислення до температури 1100 °C [9].

Диборид титану має високі фізико-механічні властивості, значення при різних температурах, які наведені у табл. 1.1 [10].

Таблиця 1.1 – Властивості дибориду титану при різних температурах

Властивість	Температура, °C		
	20	500	1000
Щільність, кг/м ³	4500	4449	4389
Твердість, ГПа	25	11	4,6
Межа міцності на згин, МПа	400	429	459
Межа міцності на стиск, ГПа	1,8	-	-
Модуль пружності, ГПа	565	550	534
Теплопровідність, Вт/(м·К)	96	81	78,1

Стабільність, висока температура плавлення та фізико-механічні властивості дозволяють використовувати TiB_2 для:

- жаростійких сплавів;
- металокерамічних твердих сплавів для різання металів та буріння гірничих порід;
- зносостійких покриттів;
- мелючих тіл та сопел для піскоструйних апаратів;
- термоелектродів високотемпературних термопар для вимірювання температур розплавлених металів і сплавів тощо [11].

1.4 Властивості титан-алюмінієвих сплавів. Використання алюмінію та титану при виготовленні композиційних матеріалів

Титан та його сплави мають сукупність властивостей, таких як висока міцність при малій щільності та висока хімічна стійкість при температурах до 300...500 °C, які вигідно виділяють їх з решти сплавів.

Більшість титанових сплавів у якості легуючого елементу містять алюміній. З введенням алюмінію підвищується жароміцність титану, знижується щільність, зростає корозійна стійкість. Так, наприклад, для марки сплаву BT4, у якому присутні 4,5...6,0% Al та 0,8...2,0% Mn межа міцності складає

850...1050 МПа при відносному подовженні не менше 10%. А для сплаву АТ8 з 6,5...8,0% Al та 0,9...2,1% Fe, Cr, Si, В межа міцності підвищується до 1100...1200 МПа при відносному видовженні 10...15%. Крім того, алюміній сприятливо впливає на ливарні та технологічні характеристики: зростає рідкотекучість, сплави добре зварюються [12, 13].

Алюміній, а також деформівні та ливарні сплави на його основі найбільш часто застосовують при виготовленні композитів. Зміцнення алюмінію високоміцними та високомодульними волокнами дозволяє створювати композити з високими питомою міцністю та жорсткістю, високою жароміцністю та регульованою анізотропією властивостей.

Алюміній використовується при отриманні композитів як рідко- так і твердофазними методами.

Зазвичай, композиційні матеріали на основі алюмінію отримують методами порошкової металургії, дифузійним зварюванням, зварюванням вибухом. Залежно від методу виготовлення композиту можуть використовуватися порошки алюмінію та його сплавів (АПП, АПВ, АСД-Т), фольга, виготовлена з алюмінію марок АД1, А99, А95, листи алюмінію (А0, АД0, АД1) тощо [14].

За комплексом фізико-механічних властивостей титан є одним з найбільш перспективних легких матеріалів для авіаційної і космічної техніки. Армування титану і його сплавів проводиться, головним чином, з метою підвищення жорсткості. Для виготовлення композитів з титановою матрицею використовують переважно технічний титан марок ВТ1-0, ВТ1-00, сплави типу ВТ6С, ВТ22 та ін., зазвичай у вигляді фольги та порошку [3]. При взаємодії титану та алюмінію, згідно з діаграмою стану [8, 15], можливе утворення чотирьох інтерметалідів – $TiAl$, $TiAl_2$ і $TiAl_3$ тетрагональною структурою та Ti_3Al з гексагональною. Незважаючи на крихкість утворених інтерметалідів, композити з шаруватою структурою, що включають металевий пластичний шар і крихкий інтерметалідний шар, привертають все більшу

увагу завдяки їхній високій міцності, ударній в'язкості та іншим механічним властивостям [16].

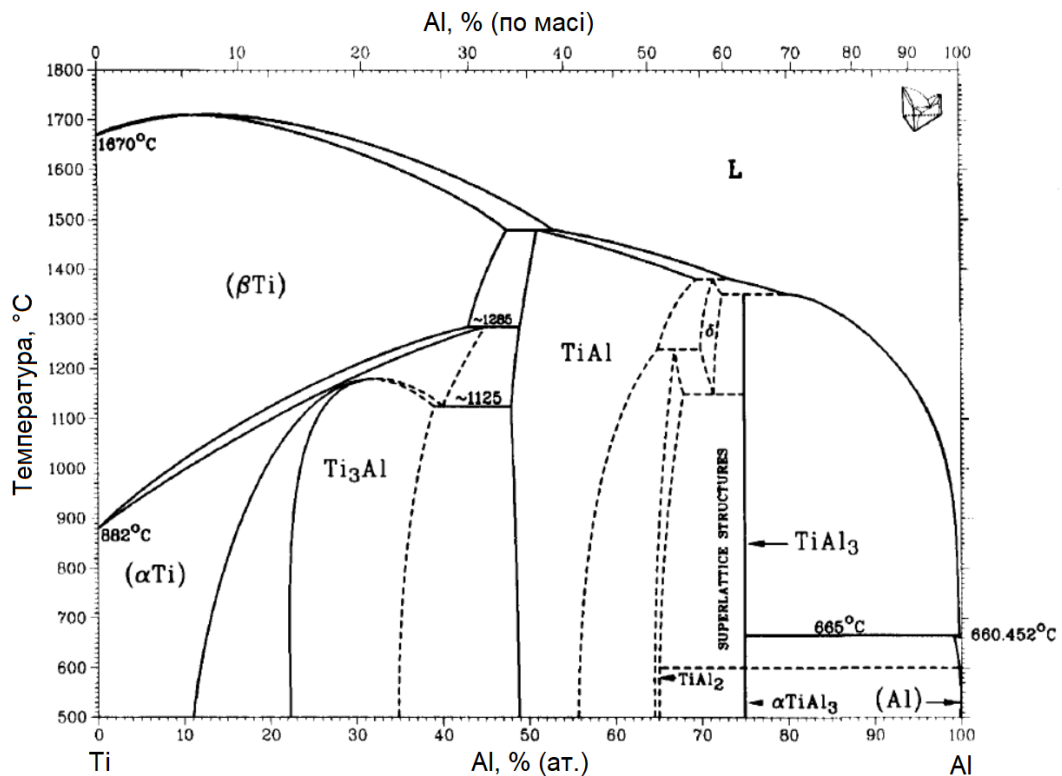


Рисунок 1.2 – Діаграма стану Ti-Al [8]

Відомо, що для покращення фізико-механічних властивостей у композити системи титан-алюміній можливе додавання таких армуючих елементів як SiC у вигляді порошку [17], або ж волокон SiC та NiTi [16].

1.5 Титан-алюмінієві композиційні матеріали

1.5.1 Методи отримання титан-алюмінієвих композиційних матеріалів

Виготовлення титан-алюмінієвих композиційних матеріалів можливе шляхом застосування твердофазних або рідкофазних методів.

До твердофазних методів відносять зварювання вибухом [18, 19, 20, 21, 22], холодна прокатка [23, 24], гаряча прокатка [25, 26], дифузійне з'єднання [27, 28], методи порошкової металургії такі як двонаправлене мікрохвильове спікання [17], іскро-плазмове спікання [29, 30] тощо.

До рідкофазних методів відноситься просочування [31] та металізація [32, 33].

Кінетика формування поверхні поділу та її зміна під час іскроплазмового спікання Ti-Al композиту досліджувалися авторами [29].

Стрижні алюмінію та титану чистотою 99,5%, діаметром 12,7 мм, нарізали на пластинки товщиною 4 мм, після чого їх сполучні поверхні підготовлювали шліфуванням алмазною пастою з розміром зерна 1 мкм, очищали ацетоном і сушили на повітрі. У графітовій формі, з внутрішнім та зовнішнім діаметром 12,7 і 40 мм відповідно, розміщували титанову та алюмінієву пластинки, після чого її вставляли в машину іскроплазмового спікання, оснащену одноосьовим пресом з силою у 50 кН.

Спікання проводили при температурах 450, 500 та 550 °C протягом 1...480 хв, в атмосфері аргону (10^{-2} торр) при одноосному тиску 15 МПа. Швидкість охолодження після спікання становила близько 0,2 град/с.

Автори [30] досліджували вплив умов іскроплазмового спікання на мікроструктуру та механічні властивості багатошарових зразків.

Вихідними матеріалами були листи титану чистотою 99,98% з товщиною 0,045 мм та алюмінію чистотою 99,99% з товщиною 0,027 мм.

Металеві листи очищали ультразвуком у метанолі та вирізали з них круглі заготовки діаметром 15 мм. Почергово укладали 40 алюмінієвих та 41 титанову заготовку, після чого отриманий «пакет» розмістили у графітовій матриці діаметром 15 мм, з внутрішньою карбоною ізоляцією, для запобігання взаємодії «пакету» з графітовою матрицею.

Дослідні зразки попередньо спікали в іскроплазмовому апараті під тиском 50 МПа протягом 10 хв при 450 °C, для посилення міжфазних зв'язків титану та алюмінію. Далі проводили термічне оброблення при 900 °C протягом 30 хвилин у атмосфері аргону в трубчастій печі для полегшення реакції між алюмінієм та титаном, що призвело до повного «споживання» алюмінію та утворення твердого розчину Ti-Al.

Для уникнення витоку рідкого алюмінію при температурах вище температури плавлення ($660\text{ }^{\circ}\text{C}$) та навантаженні у 50 МПа було важливо забезпечити відсутність чистого Al , використовуючи термічне оброблення, перед остаточним іскро-плазмовим спіканням при температурах. Спікання проводили при $950\ldots 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (швидкість нагрівання – $100\text{ }^{\circ}\text{C/хв.}$) з часом витримки 10 хв.

Авторами [31] представлено новий спосіб виготовлення армованих титанових композитів методом просочування в атмосфері аргону: зразок спеченого титану з пористістю $25,1\%$ та середнім діаметром пор $4,98\text{ мкм}$ занурювали до розплаву алюмінію, температура якого складала $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ на $30, 90$ або 120 с (рис. 1.3). Після занурення проводили гартування у воді для запобігання формування інтерметалідних фаз при охолодженні.

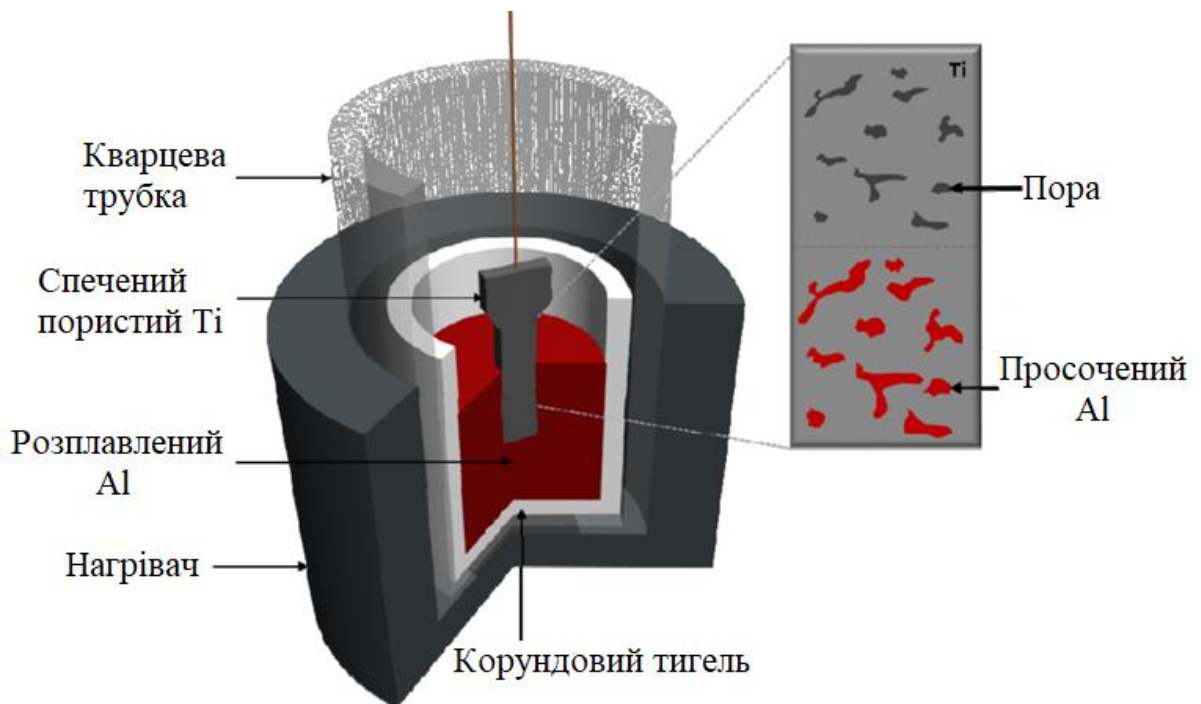


Рисунок 1.3 – Схема процесу просочування титанової пористої заготовки розплавом алюмінію [31]

У роботі [32] розглянуто метод металізації, та проведено аналіз мікроструктури поверхні поділу, розподілу елементів та механічних властивостей поверхні.

Для дослідження було використано алюмінієві чушки чистотою $\approx 99,6\%$ та титанові стрижні чистотою $99,3\%$, діаметром 6 мм та довжиною 65 мм. Поверхня стрижнів була механічно відполірована SiC-папером з розміром зерна 5...7 мкм, оброблена лужним очищувачем, протравлена кислотою та знежирена ацетоном при ультразвуковій обробці.

Алюмінієві злитки було нарізано та оброблено таким же чином, як і стрижні (окрім поліровки на папері), після чого їх завантажували до корундового тиглю, який розміщували у печі опору, де проводилася плавка. При температурі $740\text{ }^{\circ}\text{C}$ титанові стрижні занурювали до розплаву і витримували їх протягом 5, 10, 20, 30 та 60 хв (рис 1.4). Одержані зразки охолоджували до кімнатної температури двома способами: на повітрі та разом з піччю.

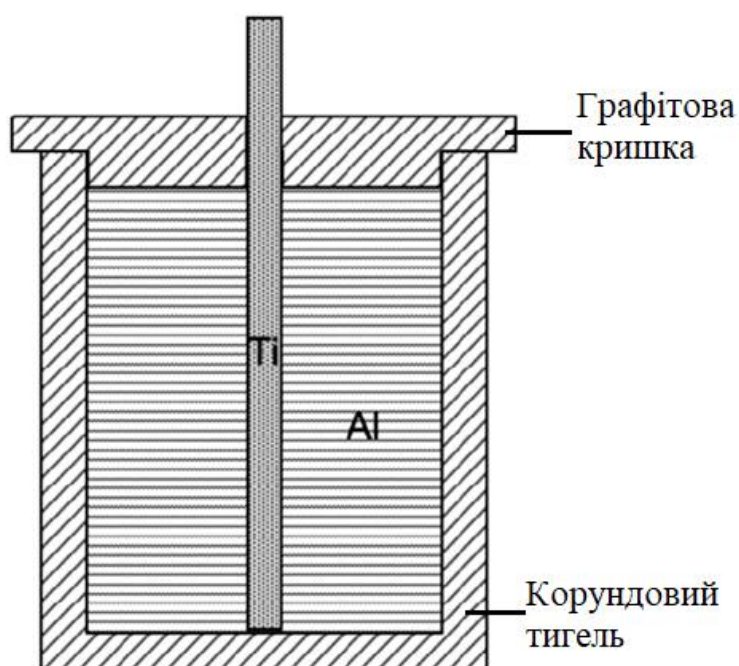


Рисунок 1.4 – Схема отримання Ti/Al біметалевого композиційного матеріалу використовуючи метод металізації [32]

Авторами [33] вивчалася кінетика утворення інтерметалідних сполук у системі Al-Ti шляхом занурення листів титану чистотою $99,4\%$, розміром 1×10 см у чистий розплавлений алюміній чистотою $99,6\%$. 150 г алюмінію розплавляли у корундовому тиглі у вертикальній печі опору, після чого титанові зразки занурювали у розплав (рис. 1.5).

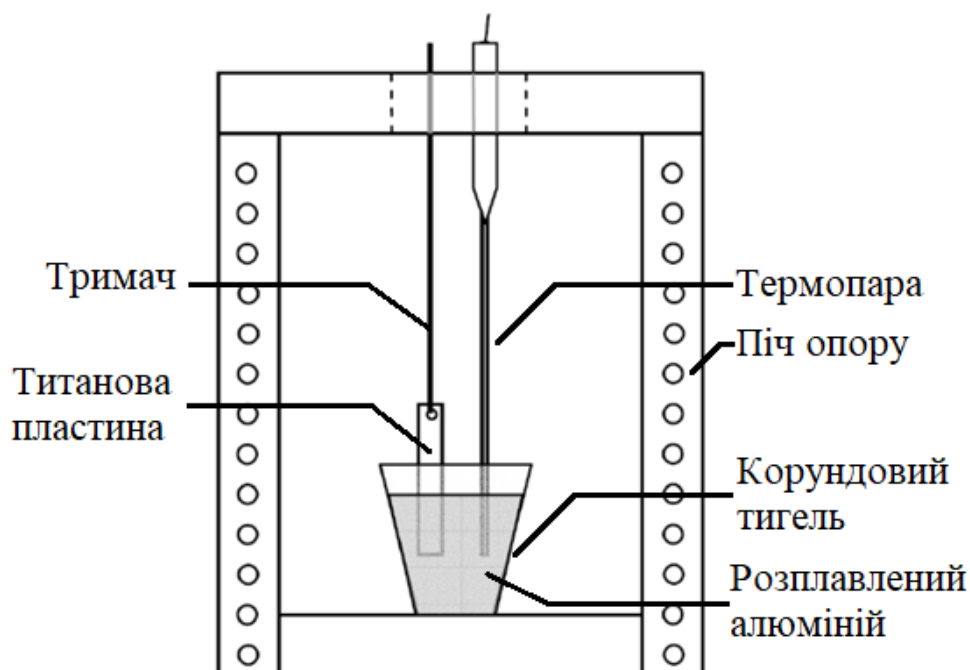


Рисунок 1.5 – Схема процесу обробки титанових листів занурених до розплаву алюмінію [33]

Було досліджено такі температури розплаву та час обробки зразків:

- 750 °C (15, 20, 25, 30, 60, 120, 180, 240, 300, 360 хв);
- 850 °C (30, 60, 100, 120, 150, 180 хв);
- 950 °C (5, 10, 15, 20, 25 хв).

Після необхідного часу витримки зразки виймали з розплаву та охолоджували на повітрі.

1.5.2 Структура та фазовий склад титан-алюмінієвих композиційних матеріалів

У роботі [29], згідно з зображеннями трансмісійного електронного мікроскопу, утворення тонкого перехідного шару $TiAl_3$ товщиною близько 200 нм спостерігалось вже через хвилину обробки при 550 °C. Безперервний шар $TiAl_3$ зростає в титановій частині, тоді як у алюмінії ростуть лише окремі зерна (рис. 1.6).

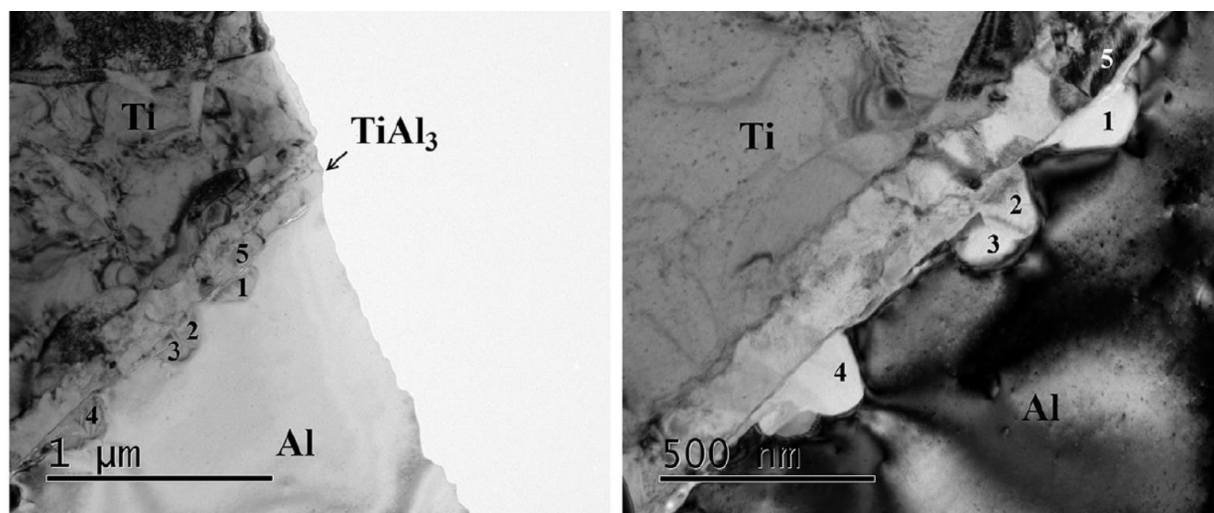


Рисунок 1.6 – ТЕМ-зображення перехідного шару TiAl_3 між Al та Ti після 1 хв обробки при 550°C [29]

Через 1 годину іскро-плазмового спікання зерна TiAl_3 вирости до середнього розміру $200\ldots300\text{ нм}$, і нові, відносно великі зерна TiAl_3 (близько 1 мкм) сформувалися у титановій частині. Більш того, алюмінієві зерна розташувалися на межі великих зерен TiAl_3 . Електронна дифракція підтвердила, що всі міжшарові області належать до тетрагональної фази TiAl_3 .

Проведений авторами [30] рентгеноструктурний аналіз підтвердив, що спечений при температурі 450°C протягом 10 хв під тиском 50 МПа багатошаровий зразок складається тільки з титану та алюмінію, а будь які інтерметалідні компоненти відсутні.

Натомість, після подальшого відпалу зразків при температурі 900°C впродовж 30 хв, рентгеноструктурний аналіз показує наявність фаз Ti , Ti_3Al , TiAl , TiAl_2 та TiAl_3 у них (рис.1.7). Чистого алюмінію не виявлено. Середня товщина титанових шарів, що залишилися становить приблизно 28 мкм , тоді як товщина інтерметалідів Ti-Al – 40 мкм (рис. 1.8).

Для зразків, у подальшому спечених при температурі 950°C , рентгеноструктурний аналіз показує, що присутні фази Ti , Ti_3Al , TiAl , $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$, TiAl_2 та TiAl_3 (рис. 1.9, d). Було визначено, що товщина титанового шару становить близько 20 мкм , а товщина TiAl_3 – приблизно 12 мкм . Товщина інших інтерметалідів, окрім TiAl_3 , становить близько 10 мкм (рис. 1.9, a).

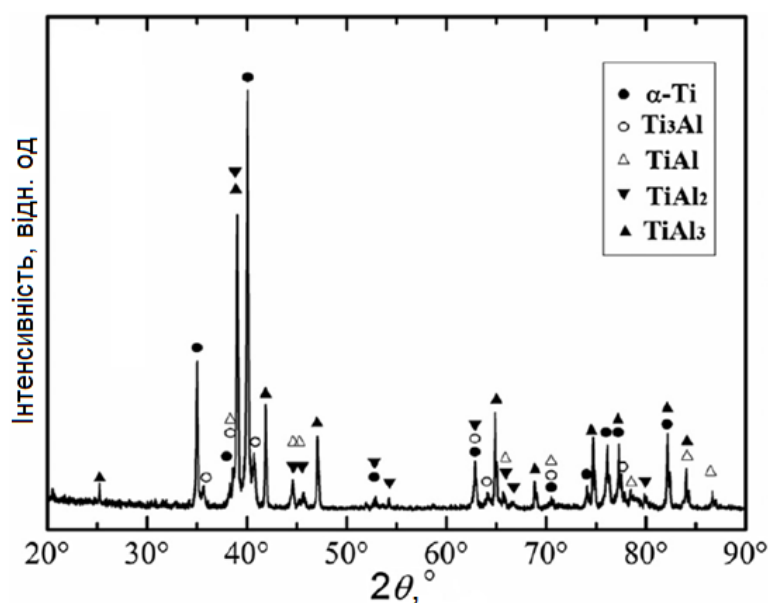


Рисунок 1.7 – Дифрактограма Ti-Al багатошарового зразку, обробленого при температурі 900 °С протягом 30 хв [30]

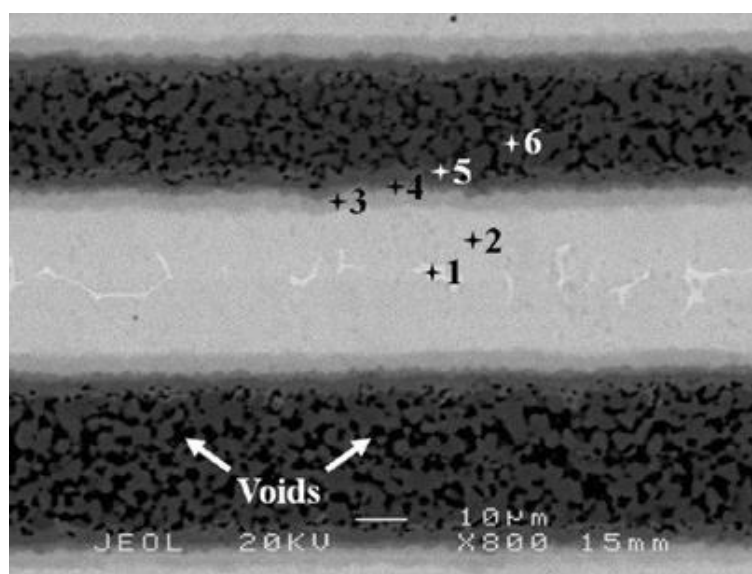
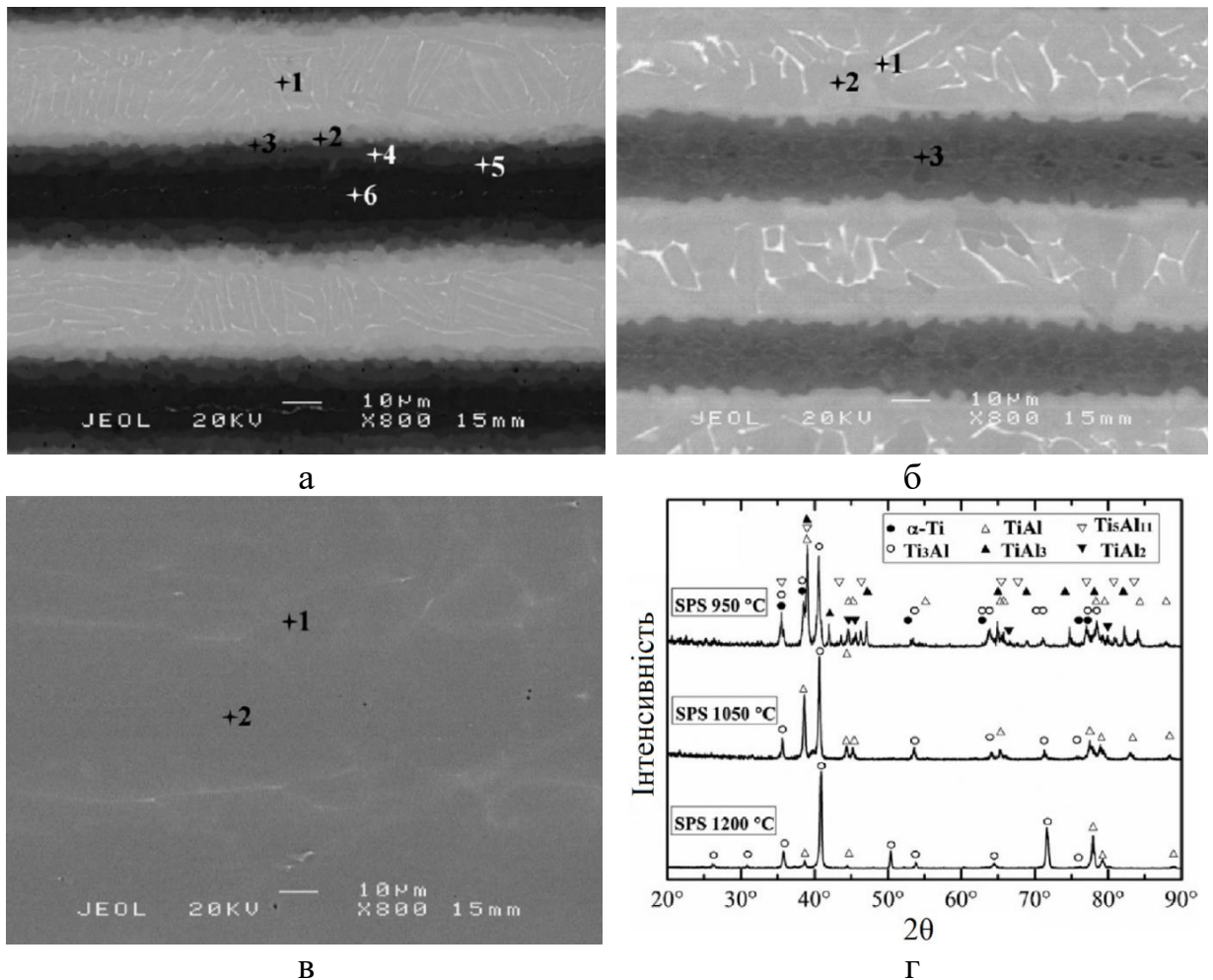


Рисунок 1.8 – СЕМ-зображення Ti-Al багатошарового зразку, обробленого при температурі 900 °С протягом 30 хв [30]

На відміну від попереднього, зразок, спечений при 1050 °С, містить лише інтерметаліди Ti_3Al та $TiAl$ (рис. 1.9, d). Товщина шару Ti_3Al становить приблизно 30 мкм, а товщина $TiAl$ – 18 мкм (рис. 1.9, b).

У випадку спікання зразків при температурі 1200 °С протягом 10 хв, була отримана майже однорідна мікроструктура (рис. 1.9, c). Рентгеноструктурний аналіз показав, що зразки містять як Ti_3Al , так і $TiAl$, але Ti_3Al зали-

шається домінуючою фазою (рис. 1.9, d).. Крім того, не було ніяких доказів наявності чистого титану.



а – СЕМ-зображення зразку, спеченого при температурі 950 °С;
б – СЕМ-зображення зразку, спеченого при 1050 °С; в – СЕМ-зображення зразку, спеченого при 1200 °С; г – дифрактограми для зразків, спечених при різних температурах спікання

Рисунок 1.9 – Ti/Al багат шарові зразки виготовлені іскро-плазмовим спіканням під тиском 50 МПа протягом 10 хв при різних температурах [30]

При зануренні пористого титану до розплаву на 120 с у роботі [31], надмірна кількість алюмінію потрапляла у пори, що спричинило набухання та деформацію зразків. Тому у подальших експериментах час просочування складав 30 та 90 с. Зображення, отримані на скануючому електронному мікроскопі зразків, витриманих потягом 30 с показали, що інтерметалідні сполу-

ки Ti_xAl_y утворилися в порах титану (рис. 1.10). Рентгеноструктурний аналіз зразків показав, що кількість фази $TiAl_3$ зростає зі збільшенням часу витримки від 30 до 90 с (рис. 1.11). В обох випадках також присутня невелика кількість чистого алюмінію.

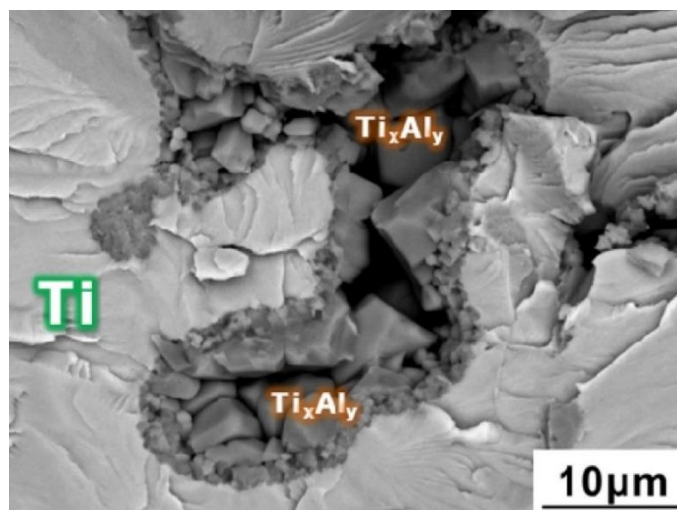


Рисунок 1.10 – СЕМ-зображення титанової заготовки зануреної у розплав алюмінію при температурі 730 °C на 30 с [31]

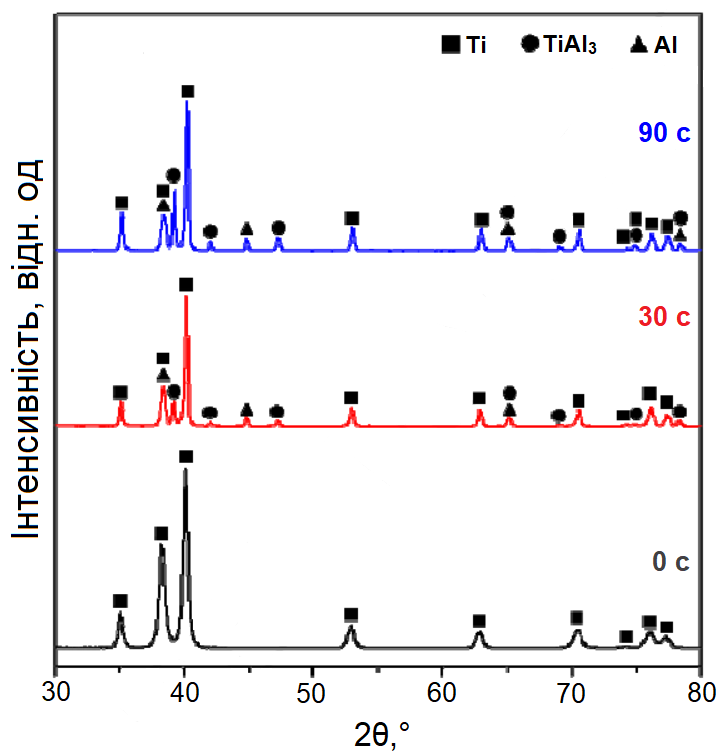
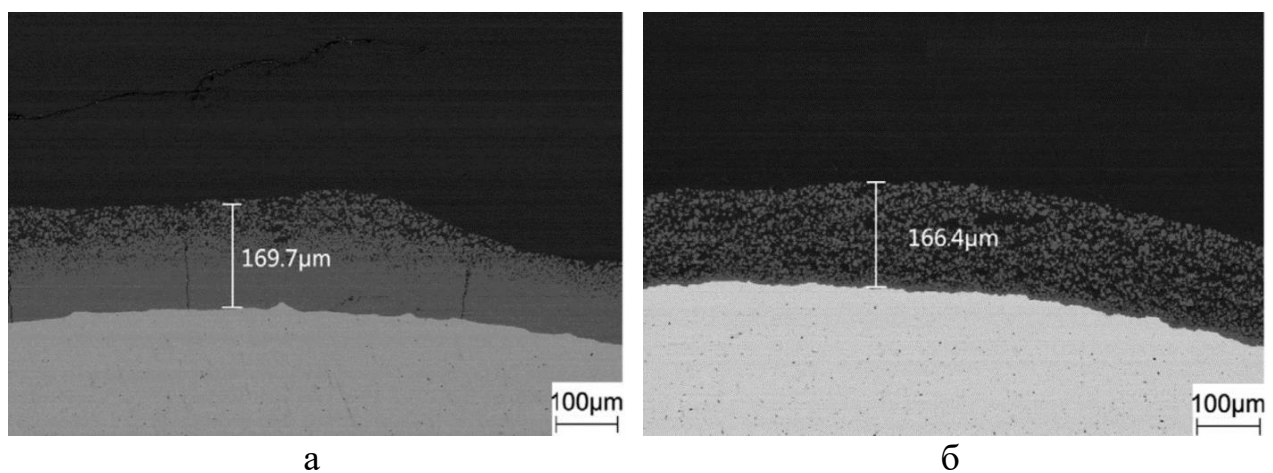


Рисунок 1.11 – Дифрактограми зразків, занурених в алюміній на 0, 30 та 90 с [31]

Результати енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії показують, що основною інтерметалідною фазою є TiAl_3 , яка утворюється всередині пори, так само як і на її поверхні. Фаза Al , що не реагує з Ti , існує тільки всередині порожнини, у той час як її зовнішня частина складається з чистого титану.

У роботі [32], при зануренні та витримці титанових стрижнів у розплаві алюмінію, у кожного зразка на границі Ti-Al сформувався дифузійний шар. Незалежно від умов охолодження, товщина шару між титаном і алюмінієм зростає зі збільшенням часу витримки зразка у розплаві досягаючи максимального значення при обробці протягом 60 хв. Проте, товщина утвореного шару більша за умов пічного охолодження при однакових умовах витримки.

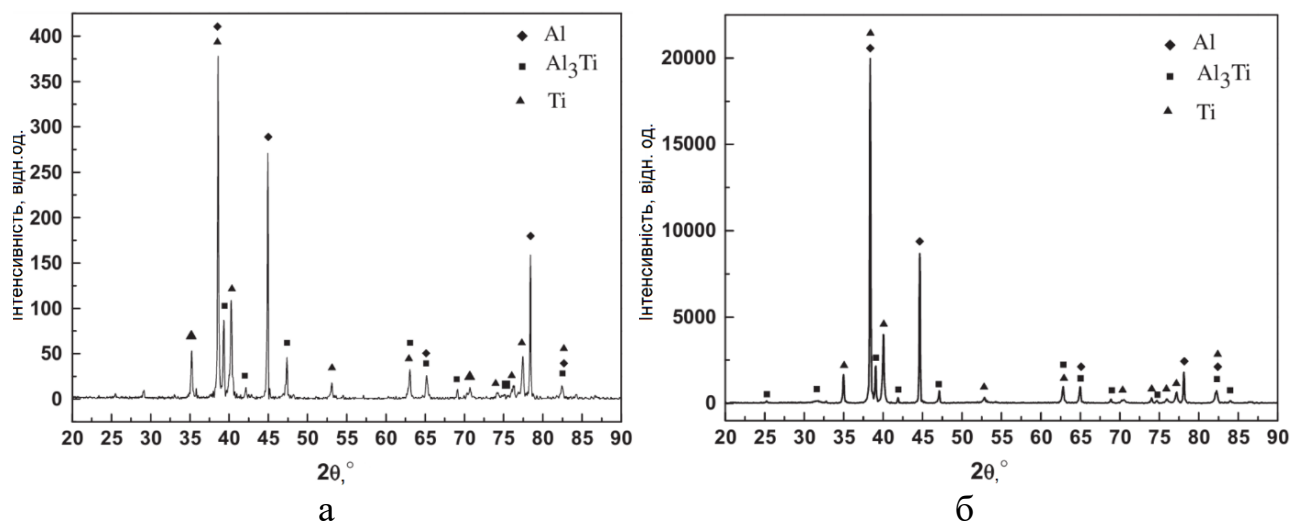
У перехідному шарі можна виокремити два прошарки: компактний і гранульований, частинки якого неоднорідні за розмірами (рис. 1.12). Товщини цих двох прошарків залежать від різного часу витримки та методу охолодження. Очевидно, що компактний прошарок має більшу товщину, коли швидкість охолодження є відносно повільною (наприклад, у печі). При збільшенні часу витримки у розплаві у більшій мірі збільшується товщина гранульованого прошарку, аніж компактного.



а – зразок охолоджений у печі; б – на повітрі

Рисунок 1.12 – СЕМ-зображення перехідних шарів, що утворюються в зразках, витриманих у розплаві протягом 1 год та охолоджених за різних умов [32]

Для характеристики Ti-Al інтерметалідних сполук, утворених на поверхні поділу, проводили рентгеноструктурний аналіз для двох зразків витриманих протягом 60 хвилин у розплаві, один з яких був охолоджений на повітрі, а інший – разом з піччю. Згідно з проведеним аналізом перехідна зона головним чином складається з фази TiAl_3 незалежно від способу охолодження (рис.1.13).



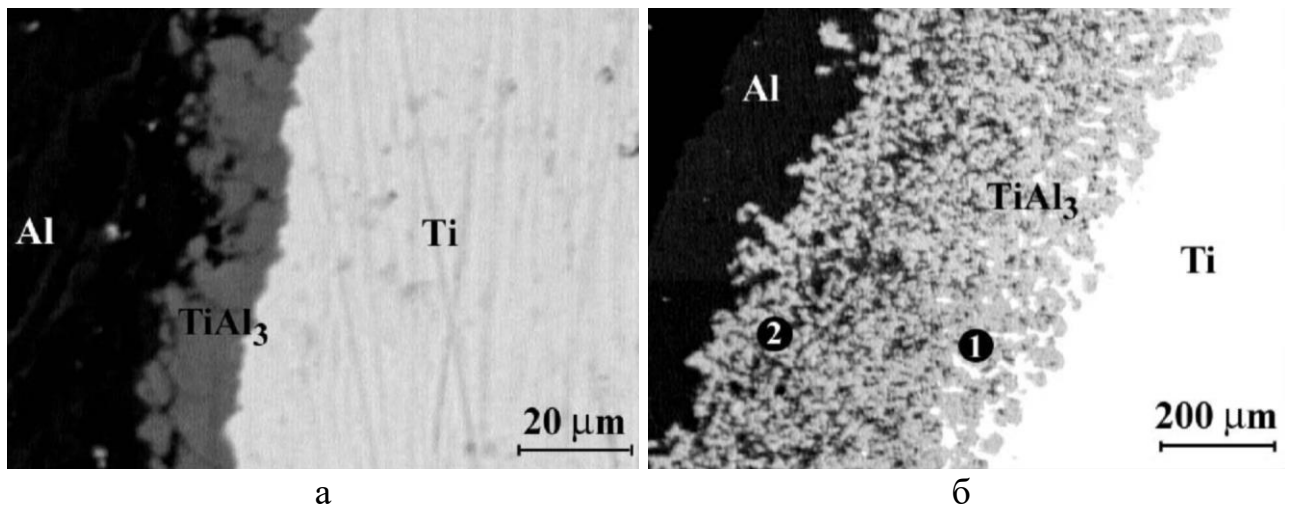
а – зразок охолоджений у печі; б – на повітрі

Рисунок 1.13 – Дифрактограми для зразків витриманих у розплаві при температурі 740°C 1 год та охолоджених за різних умов [32]

Для подальшого вивчення перехідного шару у досліджуваних зразках було проведено електронно-зондовий мікроаналіз. Відповідно до нього, у зразку витриманому у розплаві протягом 60 хв. та охолоджену у печі переважною фазою перехідного шару є TiAl_3 , натомість для зразків витриманих протягом 10 та 60 хв і охолоджених на повітрі та зразка витриманого протягом 10 хв та охолодженого у печі переважними фазами є TiAl_3 та TiAl_2 .

Зображення, отримані на скануючому електронному мікроскопі у роботі [33] показали, що на поверхні титану утворюється тонкий перехідний шар сполуки, товщина якого збільшується з часом (рис. 1.14). Рентгеноструктурний та метод енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії показали, що

TiAl_3 є єдиною фазою на поверхні поділу Ti-Al . Дана фаза формувалася при різних температурах та часі.



а – час витримування 10 хв; б – 4 год

Рисунок 1.14 – СЕМ-зображення титанових пластин, витриманих у розплаві алюмінію при температурі 750 °С протягом різного часу [33]

1.5.3 Властивості титан-алюмінієвих композиційних матеріалів

Основними властивостями, які досліджувалися у розглянутих роботах є твердість, межа міцності на згин, зсув та розтяг.

У роботі [29] визначали межу міцності на зсув. Зразки, спечені при 450 °С, показали крихкий характер руйнувань уздовж інтерметалідного шару, поверхня руйнування була пласкою. Натомість, зразки, оброблені при збільшених температурах, показали відмінну поведінку руйнування: воно виникло коли верхня частина (Al) повністю проковзнула по титановій частині і зазнала сильної пластичної деформації. Якщо випробування було б зупинено до руйнування, залишився б z-образний зразок.

Для зразків, спечених при температурі 450 °С, критична сила зсуву зруйнованих зразків зростала з часом спікання. Натомість, для зразків, спечених при 500 і 550 °С, міцність не залежить від часу обробки і, отже, товщини перехідного інтерметалідного шару. Навіть після відносно тривалої об-

робки та для більш високої товщини інтерметалідної фази перехідний шар залишався міцним і механічно стабільним.

Автори [30] досліджували межу міцності на згин. Було виявлено, що вона складає 1400 МПа для багатошарового Ti/Ti-Al інтерметалідного композиту, спеченого при температурі 950 °C. Натомість, при збільшенні температури спікання до 1050 та 1200 °C міцність падає до 446 та 389 МПа відповідно. Це пояснюється інтерметалідною структурою даних композитів, які показують крихкий характер руйнувань.

Незважаючи на утворення крихкої інтерметалідної фази у порах просочених зразків, отриманих у роботі [31] межа міцності на розтяг збільшилася порівняно з непросоченим титаном, для якого вона складає ≈ 225 МПа при видовженні $\approx 3,4\%$.

При просоченні заготовки розплавом протягом 30 с спостерігається збільшення межі міцності на розтяг до ≈ 410 МПа при видовженні близько 3%. Натомість при просоченні впродовж 90 с межа міцності зменшується до ≈ 260 МПа при видовженні $\approx 1,7\%$.

У роботі [32] проводилося визначення межі міцності на зсув та твердості перехідного шару досліджуваних зразків.

Для зразків, що охолоджувалися на повітрі межа міцності збільшується з 45,9 МПа до 76,1 МПа при збільшенні часу витримки від 5 до 60 хв. Натомість, для зразків, що охолоджувалися разом з піччю межа міцності збільшується з 48,3 МПа до 64 МПа при обробці протягом 5 та 10 хв відповідно, після чого починає падати до 16,8 МПа при витримці протягом 60 хв.

Початкова твердість титанового стрижня складала приблизно 200 HV, а чистої алюмінієвої матриці – близько 20 HV. Значення твердості перехідного шару коливалося від 89 до 520 HV залежно від часу витримки та умов охолодження.

1.6 Алюміній-матричні композиційні матеріали, армовані диборидом титану

1.6.1 Методи отримання алюміній-матричних композиційних матеріалів армованих диборидом титану

Як і у випадку титан-алюмінієвих композиційних матеріалів, методи виготовлення алюміній-матричних, армованих диборидом титану композитів можна розділити на рідкофазні та твердофазні.

До рідкофазних методів відносять:

- екзотермічну дисперсію;
- реактивне гаряче пресування;
- лиття з перемішуванням;
- рідку штамповку;
- флюсовий синтез;
- відцентрове лиття;
- легування.

До твердофазних методів відносять:

- механічне легування;
- гаряче ізостатичне пресування [34].

Окрім того, композитів можна поділити на виготовлені методами *in-situ*, коли армуючий елемент утворюється у ході реакції у розплаві матричного металу, та *ex-situ*, коли армуючий елемент вводиться у матрицю у вигляді частинок. Можлива коагуляція армуючих частинок або волокон під час введення та розподілення по об'єму розплаву у методах *ex-situ*, спричиняє незручності під час виготовлення композиту. Це однією з причин частішого використання *in-situ* методів [35].

У роботах [36, 37] автори досліджували трибологічні характеристики алюміній-матричних композиційних матеріалів, армованих мікрочастинками TiB_2 , виготовлених методом лиття з перемішуванням.

Як вихідні матеріали використовували алюмінієвий сплав LM4 (Al – 89,4%; Si – 6%; Cu – 3,2%; Mg – 0,05%; Fe – 0,6%; Mn – 0,4%; Ni – 0,2%; Zn – 0,15%) та частинки TiB_2 розмірами від 5 до 40 мкм.

LM4 розплавляли до температури 800 °C у електродуговій печі. Диборид титану попередньо нагрівали до температури 600 °C окремо у муфельній печі, для утворення оксидного шару навколо його частинок.

Для перемішування використовували механічну мішалку, закріплену на каркасі печі, швидкість обертання якої регулювалася за допомогою контролера і складала 500 об/хв впродовж усього технологічного процесу (рис.1.15).



Рисунок 1.15 – Система для лиття з перемішуванням [36]

Перед завантаженням нагрітого дибориду титану відбувалося перемішування розплаву протягом 5 хв. Впродовж процесу змішування температура розплаву складала близько 800 °С. Після додавання армуючих частинок суміш перемішували протягом 15 хв, для забезпечення її однорідності. Отриману суміш заливали у форму, розмір порожнини якої складав 130×50×50 мм, та охолоджували при кімнатній температурі. Дана процедура повторювалася для різної кількості частинок TiB_2 – 1, 2,5, 4 та 5,5 вагових відсотків.

Авторами [38] вивчався вплив мікрровключень TiB_2 та температури обробки на механічні характеристики алюміній-матричних композитів, виготовлених методом лиття з перемішуванням.

Як вихідні матеріали використовували заготовки алюмінію А356.1 (Al – 91,73%; Si – 7,23%; Fe – 0,32%; Cu – 0,18%; Mn – 0,02%; Mg – 0,38%; Zn – 0,05%; Ti – 0,01%; Cr<0,01%; Ni – 0,05%; Pb – 0,02%; Sn – 0,01%) та керамічні частинки TiB_2 чистотою 99% та розмірами до 10 мкм.

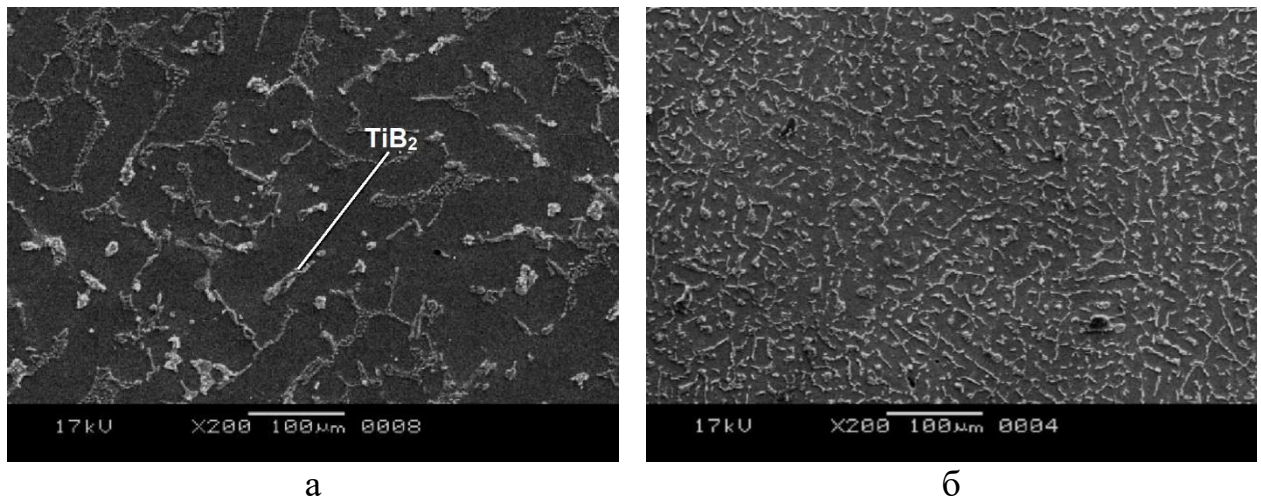
Для розплавлення алюмінієвих заготовок використовували електричну піч. Процес перемішування здійснювався шляхом використання спеціальної мішалки з чотирьох-лопатевим графітовим імелером, швидкість обертання якого складала 350...400 об/хв. Для рафінування металу в розплав занурювали ≈ 10 г гексафтороалюмінату натрію ($\text{Na}_3[\text{AlF}_6]$).

У роботі додавали 5, 10 і 15 об. % частинок TiB_2 , а час перемішування складав 4, 8 та 12 хв відповідно. Наведені технологічні параметри використовували для температур 750 ± 20 °С та 850 ± 20 °С.

Для покращення розподілу керамічних частинок у металі перед зануренням їх розміщували у алюмінієвій фользі. Отриманий композит заливали у форму з нержавіючої сталі, що підвищувало швидкість охолодження.

1.6.2 Структура та фазовий склад алюміній-матричних композиційних матеріалів армованих диборидом титану

Зображення, отримані на скануючому електронному мікроскопі у роботах [36, 37] показують, що композит є щільним, а частинки TiB_2 майже рівномірно розподілені в об'ємі матриці (рис. 1.16). Рентгеноструктурний аналіз зразків з вмістом дибориду титану 1 і 5,5% підтверджує присутність алюмінію і TiB_2 у зразках. Пікові значення знаходяться у діапазоні 2θ від 20° до 90° . Інтенсивність піків TiB_2 зростає з збільшенням його відсоткового вмісту.



а – вміст TiB_2 1%; б – 5,5%

Рисунок 1.16 – СЕМ-зображення титанового композиту армованого TiB_2 [36]

У роботі [38] рентгеноструктурний аналіз відзначає наявність не тільки алюмінію та TiB_2 , а й FeS , що в свою чергу може впливати на механічні властивості композиту.

Зображення, зразків оброблених при температурі 750°C , отримані на скануючому електронному мікроскопі показують, що розподіл армуючої складової у композиті з 5 об. % TiB_2 є більш рівномірним. У випадку додавання 10 та 15 об. % керамічних частинок спостерігається їх коагуляція.

Окрім того, при збільшенні температури обробки до 850 °С, керамічні частинки мають тенденцію до осадження, а при 750 °С і їх високому об'ємному відсотку, вони не інтегровані в металеву матрицю, а їх коагуляція в основному відбувається на поверхні розплавленого металу.

1.6.3 Властивості алюміній-матричних композиційних матеріалів армованих диборидом титану

У розглянутих вище роботах визначалися твердість та межа міцності на розтяг для отриманих дослідних зразків.

Як і очікувалося, авторами [36, 37], твердість композиту збільшилася у порівнянні з чистим матричним металом, так як керамічна частка TiB_2 має високу твердість (25...35 ГПа) [9]. Зі збільшенням відсоткового вмісту дибориду титану у композиті мікротвердість зростає. Для зразку з 1 об. % вона складала 73...76 НВ, для 2,5 об. % – 77...80 НВ, для 4 об. % – 83...85 НВ, для 5,5 об. % – 86...89 НВ. Окрім того, тертя та зношування зменшуються зі збільшенням відсоткового вмісту частинок TiB_2 .

Усі дослідні зразки отримані у роботі [38] мають більшу твердість та міцність на розрив порівняно з чистим алюмінієм. Ступінь збільшення властивостей визначається об'ємним відсотком армуючої складової та температурою обробки.

Так, при температурі обробки 750 °С, твердість поступово збільшується від 82,6 НВ до 91 НВ для зразків з 5 та 15% TiB_2 відповідно. Натомість, при температурі обробки 850 °С, значення твердості збільшується зі збільшенням вмісту керамічних частинок від 5 до 10% з 82,6 НВ до 99 НВ, після чого незначно зменшується при 15% TiB_2 до 95 НВ.

Значення межі міцності на розтяг збільшується зі збільшенням вмісту частинок дибориду титану незалежно від температури обробки: при 750 °С від 169 МПа до 174 МПа, при 850 °С від 165 МПа до 191 МПа для 5 та 15% відповідно.

1.7 Титан-матричні композиційні матеріали, армовані боридом титану

1.7.1 Методи отримання титан-матричних композиційних матеріалів армованих боридом титану

Основними методами отримання титан-матричних композиційних матеріалів армованих боридом титану є методи порошкової металургії (механічне легування, гаряче ізостатичне пресування, іскро-плазмове спікання тощо) [39].

У роботі [40] автори отримували композит системи Ti-TiB_n шляхом електронно-променевої плавки. Для підготовки зразків проводили змішування 95 мас. % порошку Ti та 5 мас. % порошку TiB₂ та пресування P=0,65 ГПа при температурі 1450 К. Охолоджені зразки пропускали через фільтру зі ступенем деформації ε=20%.

Автори [41] провели серію експериментів для дослідження впливу кількості волокон TiB₂ на властивості спеченого композиту системи Ti-TiB_n. У роботі використовували порошки Ti та TiB₂ чистотою 98% та отримували зразки з таким вмістом дибориду титану: 0,0 мас. %, 0,6 мас. %, 1,2% мас. %, 2,4 мас. %, 4,8 мас. % та 9,6 мас. %. Для їх підготовки порошки змішували протягом 5 год, після чого завантажували в циліндричну графітову форму та спікали при температурі 1050 °C впродовж 5 хв при тиску 50 МПа у вакуумі.

1.7.2 Структура та фазовий склад титан-матричних композиційних матеріалів армованих боридом титану

Ентальпія та енергія Гіббса утворення монобориду титану вища, ніж для дибориду. Це означає, що перетворення TiB у TiB₂ енергетично вигідне при наявності надлишку бору за хімічною реакцією (1.1):



У разі надлишку титану в системі енергетично вигідною є взаємодія дибориду титану з титаном та утворення монобориду [39]:



тому, при взаємодії дибориду титану з титаном спостерігатиметься повне, або часткове перетворення фази TiB_2 у TiB , що спостерігається у роботі [41]. Після проведення рентгеноструктурного аналізу для зразків з 0,0, 0,6 та 1,2 мас. % дибориду титану не спостерігали ніяких фаз окрім титану. Для зразків 2,4 та 4,8 мас. % TiB_2 спостерігали появу та збільшення фази TiB , і лише для 9,6 мас. % спостерігали наявність фази TiB_2 .

Зображення, отримані на скануючому електронному мікроскопі показують що, у зразках 2,4 мас.% фаза TiB_2 залишається, а на межі реакції $\text{Ti}-\text{TiB}_2$ утворюється перехідний шар у вигляді TiB (рис. 1.17).

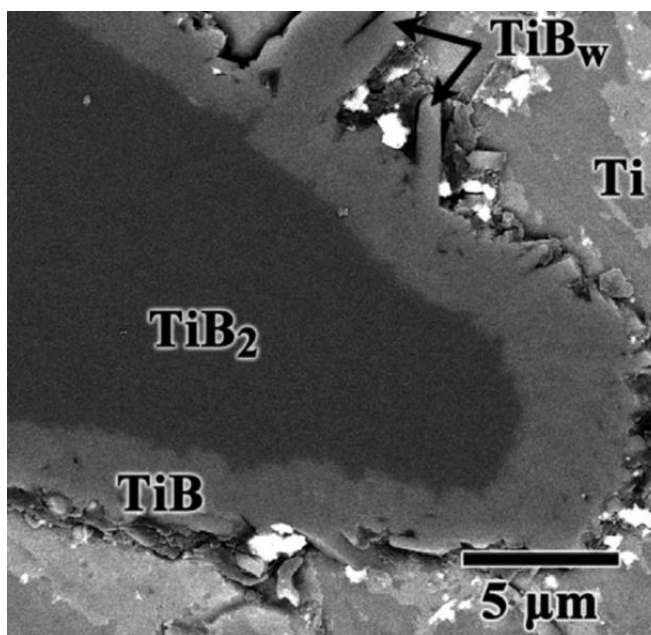


Рисунок 1.17 – СЕМ-зображення поверхні зразка з 2,4% TiB_2 [41]

У зразках, отриманих у роботі [40], титанова β -фаза є основною. У ній розподілені дисперсні виділення α -фази та мікрОВОлокна дибориду титану, які хаотично розподілені по всьому об'єму. У макромасштабі спостерігали різносторонню направленість частинок, натомість у мікромасштабі вони є

однонаправленими. Товщина волокон TiB_2 складає 3...10 мкм, а довжина на площі 1 мм² – від 5 до 150 мкм.

1.7.3 Властивості титан-матричних композиційних матеріалів армованих боридом титану

Авторами [40] було виміряно середню мікротвердість одержаних зразків. Для матеріалу титанової матриці вона складає 476 HRV, а для зони, армованої волокнами – 640 HRV

У роботі [41] межа міцності на розтяг для отриманих зразків збільшується від 441 МПа до 519 МПа для 0,0 та 4,8 мас. % TiB_2 відповідно та падає до 276 МПа для 9,6 мас. %. Межа міцності на згин навпаки падає зі збільшенням кількості волокон від 2134 МПа для 0,0 мас.% до 1165 МПа для 9,6 мас.% дибориду титану. Максимальне значення видовження складає 8,67%, а мінімальне – 2,02% для 2,4% та 1,2 мас. % TiB_2 відповідно. Твердість збільшується від 305 HV для 0,0 мас.% до 586 HV для 9,6 мас.% дибориду титану.

1.8 Висновки та постановка задач досліджень

У ході літературного огляду було проведено аналіз методів отримання, мікроструктури, фазового складу та механічних властивостей композиційних матеріалів систем Ti-Al, Al- TiB_2 та Ti- TiB_n .

Титан-алюмінієві композиційні матеріали отримують рідкофазними (просочування, металізація) та твердофазними (зварювання вибухом, холодна прокатка, гаряча прокатка, дифузійне з'єднання, порошкова металургія) методами.

Алюміній-матричні композити армовані диборидом титану, як і титан-алюмінієві, виготовляють рідкофазними (екзотермічна дисперсія, реактивне гаряче пресування, лиття з перемішуванням, рідка штамповка, флюсовий синтез, відцентрове лиття, легування) та твердофазними (механічне легування, гаряче ізостатичне пресування) методами.

Композити системи Ti-TiB_n в основному отримують застосовуючи методи порошкової металургії.

У всіх розглянутих методах виготовлення композитів системи Ti-Al спостерігається утворення перехідного інтерметалідного шару на поверхні поділу між титаном та алюмінієм. Основною інтерметалідною фазою є TiAl_3 . При різних умовах оброблення композиту також можливе утворення Ti_3Al , TiAl та TiAl_2 .

При виготовленні композитів системи Al-TiB_2 методом лиття з перемішуванням, залежно від об'ємного вмісту армуючих частинок, можливе як рівномірне їх розподілення по об'єму розплаву так і їх коагуляція.

У композитах системи Ti-TiB_n , виготовлених шляхом іскро-плазмового спікання спостерігається взаємодія між титаном та диборидом титану з утворенням на поверхні реагування монобориду титану.

Усі розглянуті композиційні матеріали мають підвищені фізико-механічні властивості у порівнянні з чистими титаном, алюмінієм та їх сплавами. Це дозволяє використовувати їх у літако- та автомобілебудуванні, у оборонній промисловості, аерокосмічній галузі. А висока корозійна стійкість забезпечує стабільну роботу в умовах агресивних середовищ.

Виходячи з недостатньої кількості інформації про алюміній, армований Ti-TiB_n та вірогідності отримання композиційного матеріалу з алюмінієвою матрицею, зміцненою каркасом з титану, армованого боридом титану поставлено такі задачі:

1. Дослідити кінетику процесу фізико-хімічної та дифузійної взаємодії алюмінієвого розплаву з композитом Ti-TiB .
2. Дослідити кінетику взаємодії титану, армованого боридом титану та розплаву алюмінію при отриманні шаруватого композиту.
3. Визначити мікромеханічні властивості в зоні взаємодії титанового композиту та розплаву.

2 МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Вихідні матеріали та їх підготовка

У якості вихідних матеріалів використовували титанові пластини армовані волокнами бориду титану діаметром 1...2 мкм та довжиною 100...500 мкм. Вміст волокон бориду титану складав 11 об'ємних %. Пластини було отримано методом електронно - променевого переплавлення з наступним прокатуванням. Після прокатування поверхня пластин була відшліфована з метою видалення окислів та інших домішок. Також використовувався алюміній марки А0 ГОСТ 11069–2001 [42], хімічний склад якого наведено у табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад алюмінію марки А0 ГОСТ 11069–2001

Вміст хімічних елементів, %							
Al	Fe+Si	Mn	Cu	Mg	Zn	Ti	Інші
Не менше 99,00	0,95	0,05	0,05	0,05	0,10	0,02	0,03

Дослідження кінетики процесу фізико-хімічної та дифузійної взаємодії титану, армованого боридом титану та розплаву алюмінію проводили на холоднокатаних пластинах розмірами 18×14×3 мм (рис. 2.1).

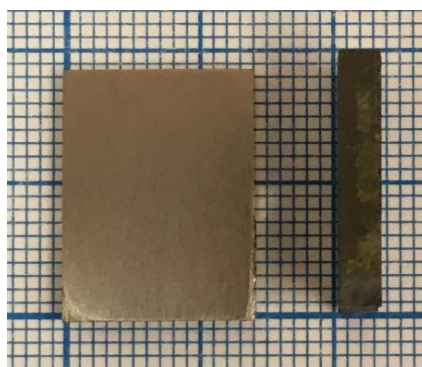


Рисунок 2.1 – Пластини титану армованого боридом титану

Вплив методу отримання титанового композиційного матеріалу на його взаємодію з розплавом алюмінію досліджували використовуючи композитні зразки розмірами 18×9×7 мм, які не піддавалися холодній деформації.

Вплив шорсткості на взаємодію титанового композиту з алюмінієм досліджували на пластинах, поверхні яких було оброблено шліфувальним папером з розміром зерна 250..315 мкм та 3...5 мкм.

Для дослідження кінетики утворення армованого алюмінієвого шару при одержанні шаруватого Ti-Al композиційного матеріалу проводили витримання пластин з відстанню між ними ≈ 200 мкм та ≈ 1500 мкм, внутрішні поверхні яких оброблювали шліфувальним папером з розміром зерна 63...80 мкм.

2.2 Проведення плавки

Алюмінієвий розплав для експериментів готували у печі опору місткістю 10 кг.

Температура розплаву складала 730...750 °С. Час витримки композитних пластин під час попереднього експерименту складав 15, 30 та 60 хв. У подальшому всі зразки витримували протягом 30 хв.

Після витримки пластин композиту у розплаві зразки охолоджували на повітрі.

2.3 Дослідження мікроструктури та хімічного складу

Дослідження мікроструктури та хімічного складу отриманих зразків проводили на скануючому електронному мікроскопі «РЕМ-106И» з енергодисперсійним аналізатором «ЭДАР» для хімічного аналізу.

2.4 Дослідження фазового складу

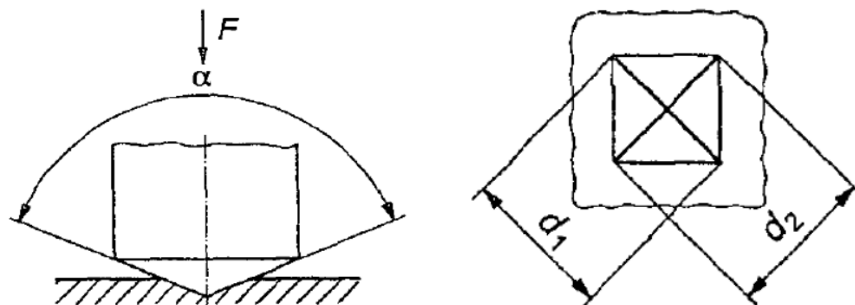
Для дослідження фазового складу утвореного перехідного шару застосовували дифрактометр RIGAKU ULTIMA-IV. В рентгенографічних дослідженнях використано Си-випромінення, методика “ θ -2 θ ” (крок пересування детектора 0,02°).

2.5 Визначення мікромеханічних властивостей

2.5.1 Визначення мікротвердості

Визначення мікротвердості зразків проводили за методом Віккерса, який регламентується державним стандартом ДСТУ ISO 6507-1:2007 [43], на приладі ПМТ-3. Індентором слугує алмазна правильна піраміда з квадратною основою, кут між протилежними гранями біля вершини якої складає 136° . Випробування проводили при навантаженні $F=1$ Н. Час витримки зразка під навантаженням – 10 с.

Мікровердність за Віккерсом пропорційна результату ділення числового значення величини зусилля F на числове значення площі похилої поверхні відбитка, яка є правильною пірамідою з квадратною основою і має кут біля вершини, який дорівнює куту α біля вершини індентора (рис. 2.2).



α – кут між протилежними гранями біля вершини пірамідального індентора (136°); F – прикладене зусилля, Н; d_1, d_2 – значення двох довжин діагоналей, мм

Рисунок 2.2 – Метод визначення мікротвердості за Віккерсом [43]

Число мікротвердості за Віккерсом у ГПа визначають за наступною формулою:

$$HV = 1,854F/d^2, \quad (2.1)$$

де F – зусилля, що прикладене до індентора під час випробувань, Н;
 d – середнє арифметичне значення двох довжин діагоналей d_1 та d_2 , мм.

2.5.2 Визначення характеристики пластичності δ_H

При визначенні характеристики пластичності δ_H застосовували ті ж параметри та рекомендації, що й для мікротвердості за Віккерсом. Вона визначається переважно співвідношенням твердості HV до модуля Юнга. Простота визначення δ_H дозволяє характеризувати пластичність крихких матеріалів, тонких шарів, фазових включень та інших структурних елементів [44]. δ_H є безрозмірним параметром, який змінюється від 0 до 1, для повністю пружного та пластичного контактів відповідно.

Характеристику пластичності δ_H , яка визначається як частка пластичної деформації від загальної деформації під індентором, визначали відповідно до методики [45] за формулою:

$$\delta_H = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2)(HV/E), \quad (2.2)$$

де ν – коефіцієнт Пуассона матеріалу зразка;

HV – твердість за Віккерсом матеріалу зразка, ГПа;

E – модуль Юнга матеріалу зразка, ГПа.

2.5.3 Визначення межі пружності σ_e та умовної межі плинності $\sigma_{0,2}$ в умовах індентування

Умовну межу плинності $\sigma_{0,2}$ (σ_s) та межу пружності σ_e визначали шляхом побудови кривої «напруження - деформація». Для побудови кривих деформації визначали значення твердості за Мейєром НМ статичним індентуванням на приладі ПМТ-3, оснащеному комплектом 9-ти тригранних інденторів з кутами біля вершин у 45, 50, 55, 60, 65, 70, 75, 80, 85°. Випробування проводили при навантаженні $F=1$ Н.

Д. Тейбор вперше виявив, що визначена в умовах індентування твердість (НМ) відповідає (з деяким коефіцієнтом пропорційності) межі плинності σ_s матеріалу при деформації, що дорівнює середній деформації матеріалу на

контактній площі «індентор - зразок». Зазначене співвідношення описується рівнянням:

$$HM = c \cdot \sigma_s, \quad (2.3)$$

де c – коефіцієнт стиснення;

σ_s – межа плинності при прикладеному навантаженні.

Деформація для пірамідальних інденторів на контактній площі «індентор - зразок» визначається кутом γ_1 між гранню індентора та його віссю і оцінюється за виразом:

$$\epsilon = -\ln \cdot \sin \gamma_1. \quad (2.4)$$

Використання інденторів з різними кутами загострення γ_1 дозволяє керувати ступенем загальної деформації матеріалу під час індентування та побудувати класичну криву «деформація - напруження». В якості напруження може бути визначено середній контактний тиск, тобто твердість за Мейером HM .

Так як деформація ϵ , в більшій мірі, визначається кутом загострення γ_1 , його зміна від 45° до 85° дозволяє змінювати ступінь деформації під індентором від 0,4 до 35% загальної деформації ϵ . Твердість за Мейером HM є середнім контактним тиском та може бути перерахована на напруження плинності (умовну межу плинності $\sigma_{0,2}$). Таким чином, криві « $HM - \epsilon$ » є аналогом кривих деформації « $\sigma - \epsilon$ ».

Для побудови кривих «напруження - деформація» методом індентування, крім визначення твердості за Мейєром HM , необхідно розрахувати пластичну деформацію ϵ_p , пружну деформацію ϵ_e та визначити загальну деформацію ϵ під індентором.

Значення твердості за Мейєром для тригранних інденторів визначали за формулою:

$$HM = \frac{F}{S} = \frac{2F}{a \cdot h}, \quad (2.5)$$

де HM – твердість за Мейєром, ГПа;

F – навантаження, Н;

a – сторона відбитку індентора, мкм;

h – висота або перпендикуляр до сторони відбитку, мкм.

Для тригранних інденторів значення пластичної деформації ε_p визначають за рівнянням:

$$\varepsilon_p = -\ln \sqrt{1 + \left(\operatorname{ctg} \gamma_1 - 1,77 \frac{HM}{E^*} \right)^2}, \quad (2.6)$$

де E^* – ефективний модуль пружності (модуль Юнга) контактної пари «індентор - зразок», який знаходять за виразом:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}, \quad (2.7)$$

де E_1 і ν_1 – модуль Юнга і коефіцієнт Пуассона для матеріалу зразка;

E_2 і ν_2 – модуль Юнга і коефіцієнт Пуассона для матеріалу індентора.

Значення пружної деформації ε_e визначається з рівняння:

$$\varepsilon_e = -(1 - \nu_1 - 2\nu_1^2) \frac{HM}{E_1}, \quad (2.8)$$

Для металевих матеріалів кут γ_2 між віссю пірамідального відбитку та його гранню слабо перевищує кут індентора γ_1 . При цьому величина пружної деформації ε_e не перевищує 0,5% і основний внесок в загальну деформацію має пластична складова деформації ε_p .

Існує чотири теорії, які пов'язують твердість за Мейєром HM з межею текучості σ_s : Тейбора, Джонсона, Марша та Танака.

Згідно з теоретичним наближенням Тейбора для металів співвідношення є наступним:

$$HM/\sigma_s=3. \quad (2.9)$$

За результатами розрахунків, наведених у додатку А, відповідно до (2.9) було побудовано криві «напруження-деформація» для кожної структурної складової, отриманої у експериментальних зразках. За отриманими кривими визначено умовну межу текучості $\sigma_{0,2}$ та межу пропорційності (пружності) σ_e .

2.5.4 Визначення коефіцієнта Пуассона та модуля Юнга за законом адитивності

Значення модуля Юнга E та коефіцієнта Пуассона ν для утворених структурних складових у композиційному матеріалі розраховуємо за законом адитивності [46]:

$$E_{KM}=E_B V_B + E_M(1-V_B), \quad (2.10)$$

де E_{KM} – модуль Юнга композиційного матеріалу, ГПа;

E_B, E_M – модулі Юнга для волокна та матриці відповідно, ГПа;

V_B – кількість волокна в одиниці об'єму.

$$\nu_{KM}= \nu_B V_B + \nu_M(1-V_B), \quad (2.11)$$

де ν_{KM} – коефіцієнта Пуассона композиційного матеріалу, ГПа;

ν_B, ν_M – коефіцієнта Пуассона для волокна та матриці відповідно, ГПа;

V_B – кількість волокна в одиниці об'єму.

Порядок проведення розрахунків наведено у додатку Б.

2.6 Оброблення результатів експериментів

Середнє значення і стандартне відхилення під час визначення мікротвердості за Віккерсом, характеристики пластичності та твердості за Мейєром розраховували за формулами:

$$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^n x_i}{n}, \quad (2.12)$$

де \bar{x} – середнє значення під час випробування зразка;

n – кількість вимірів;

x_i – значення i -го виміру.

$$S_x = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}, \quad (2.13)$$

S_x – стандартне відхилення під час випробування зразка.

Розраховані середні значення та значення стандартного відхилення наведено у додатку В.

2.7 Висновки до розділу 2

1. Описано вихідні матеріали та методику проведення експериментів.
2. Наведено методики визначення мікротвердості, характеристики пластичності δ_H , межі пружності σ_e та умовної межі плинності $\sigma_{0,2}$ в умовах інтенсивного тиснення.
3. Представлено методику визначення коефіцієнта Пуассона та модуля Юнга за законом адитивності.

3 ВЗАЄМОДІЯ ТИТАНОВОГО КОМПОЗИТУ З РОЗПЛАВОМ АЛЮМІНІЮ

3.4 Висновки до розділу 3

1. Установлено, що збільшення часу витримки титанового композиту у розплаві сприяє переходу волокон бориду титану у розплав тим самим збільшуючи товщину рівномірно армованого алюмінію.
2. Виявлено, що холодна прокатка титанового композиту сприяє більш активному переходу волокон бориду титану.
3. Запропоновано схему процесу переходу волокон бориду титану до алюмінію та його зміцнення волокнами і алюмінідами титану.
4. Отримано значення мікромеханічних властивостей структурних складових. Установлено, що присутність волокон TiB_2 та частинок інтерметалідів у алюмінієвій частині значно підвищує її твердість, при цьому незначно зменшуючи характеристику пластичності.

4 ОРГАНІЗАЦІЙНО – ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

4.1 Науково-технічна актуальність теми дослідження

При конструюванні сучасних машин, механізмів і приладів, незважаючи на безліч відомих людству матеріалів, виникає потреба у нових, таких, що мають комплекс різноманітних, іноді протилежних властивостей. Одним з найбільш перспективних шляхів вирішення даної задачі є синтез композиційних матеріалів, які не зустрічаються у природі та складаються з двох або більше компонентів, різних за своїм хімічним складом та з чіткою межею поділу.

Найбільш розповсюдженими матеріалами для композитів серед кольорових металів є алюміній та титан. Їх поєднання може значно підвищити якість виробів та одночасно забезпечити низьку питому вагу, високу питому міцність, корозійну стійкість та жароміцність.

4.2 Розрахунок витрат на проведення дослідження

4.2.1 Витрати на оплату праці

Витрати на оплату праці науково-дослідного персоналу розраховують на основі даних про трудомісткість окремих робіт по темі дослідження та посадових окладів безпосередніх їх виконавців [50].

Під час виконання магістерської дисертації було задіяно три виконавці: доцент, кандидат технічних наук, інженер-дослідник (магістр) та технік 1 категорії.

Так як відсутні методики розрахунку трудомісткості різних етапів виконання магістерської дисертації, їх значення встановлювали на базі експертних оцінок від провідних фахівців. Результати експертної оцінки трудомісткості етапів магістерської дисертації наведені в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Трудомісткість етапів магістерської дисертації

Найменування робіт по темі дослідження	Трудомісткість, людино-днів		
	доцент, кандидат технічних наук	інженер-дослідник (магістр)	технік 1 категорії
1. Аналіз науково-технічних публікацій з теми	5	20	—
2. Обґрунтування мети та напрямів дослідження	2	7	—
3. Розробка методики проведення експериментів	2	4	2
4. Проведення експериментів	5	10	14
5. Дослідження зразків	2	16	-
6. Обговорення отриманих результатів	10	20	-
Разом за виконавцями теми	26	77	16

Денну заробітну плату кожного з виконавців визначали як місячну заробітну плату, поділену на середню кількість днів у місяці, що при п'ятиденному робочому тижні становить 21,2 дні. Місячні посадові оклади заробітної плати співробітників кафедри ливарного виробництва чорних та кольорових металів Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» та величина денної заробітної плати виконавців роботи наведені в табл. 4.2.

Фонд заробітної плати (ФЗП) обчислюється як сума добутків трудомісткості і денної заробітної плати кожного з виконавців:

$$\text{ФЗП} = 26 \cdot 568,49 + 77 \cdot 0 + 16 \cdot 245,7 = 18711,94 \text{ грн.}$$

Таблиця 4.2 – Розрахунок витрат на оплату праці

Посада виконавців теми	Планова трудомісткість, людино-днів	Заробітна плата, грн		
		посадовий місячний оклад	середньоденна зарплата	усього за виконавцями
Доцент, кандидат технічних наук	26	12052,00	568,49	14780,74
інженер-дослідник (магістр)	77	-	-	-
технік 1 категорії	16	5209,00	245,7	3931,2
Разом оплата праці науково-дослідної роботи				18711,94

4.2.2 Єдиний соціальний внесок

Згідно з діючим законодавством України єдиний соціальний внесок є обов'язковим відрахуванням на загальнодержавне соціальне страхування і складає 22%. Базою для нарахування єдиного соціального внеску слугують загальні витрати на оплату праці по науково-дослідній роботі.

$$V_c = 0,22 \cdot 18711,94 = 4116,63 \text{ грн.}$$

4.2.3 Матеріали, необхідні для проведення досліджень

Для виготовлення експериментальних зразків використовували композиційний матеріал Ti-TiB та алюміній марки А0. Дані про вартість використовуваних матеріалів та загальні витрати на матеріали V_M наведено в табл. 4.3.

Таблиця 4.3 – Вартість основних матеріалів

Найменування	Одиниця вимірювання	Кількість	Ціна, грн/кг	Сума, грн
Композит Ti-TiB	кг	0,2	4000	800
Алюміній А0	кг	10	52,1	521
Загальні витрати на матеріали (V_M)				1321

4.2.4 Витрати на енергоносії

В процесі виконання науково-дослідної роботи, для забезпечення розплавлення алюмінію у тигельній печі було використано 231 кВт електроенергії, вартість якої становить 204,137 коп./кВт·год.

$$B_{EH} = 204,137 \cdot 231 = 47155,647 \text{ коп.} = 471,56 \text{ грн.}$$

4.2.5 Витрати на спеціальне обладнання

При виконанні магістерської дисертації усі роботи проводили лише з використанням наявного обладнання на кафедрі ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського. Витрати на утримання та експлуатацію обладнання відносимо до статті «Накладні витрати».

4.2.6 Вартість послуг сторонніх організацій

У виконанні даної магістерської дисертації сторонні організації участі не приймали.

4.2.7 Витрати на службові відрядження

Усі роботи, пов'язані з виконанням магістерської дисертації за даною темою, проведені на кафедрі ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського. Окремі службові відрядження не планувались.

4.2.8 Інші невраховані прямі витрати

Інші невраховані прямі витрати ($C_{\text{ІНШ}}$) плануємо у розмірі 10% від врахованих:

$$B_{\text{ІНШ}} = 0,1 \cdot (18711,94 + 4116,63 + 1321 + 471,56) = 2462,12 \text{ грн.}$$

4.2.9 Накладні витрати

Накладні витрати включаються до калькуляції кошторисної вартості теми пропорційно обсягам витрат на оплату праці основних виконавців або пропорційно сумі прямих витрат на виконання теми досліджень по нормативам організації-виконавця цього дослідження.

Ця стаття включає витрати, пов'язані з управлінням організацією-виконавцем теми, витрати на винахідництво і раціоналізацію; витрати на амортизацію основних фондів; витрати на науково-технічну інформацію; витрати на забезпечення нормальних умов праці і техніки безпеки; витрати на оплату послуг банків; податки, збори та інші обов'язкові платежі і витрати тощо [50].

Норматив відрахувань на накладні витрати на кафедрі ливарного виробництва КПІ ім. Ігоря Сікорського встановлений в розмірі 20% планової суми прямих витрат по темі магістерської дисертації:

$$НВ = 0,2 \cdot (18711,94 + 4116,63 + 1321 + 471,56 + 2462,12) = 5416,65 \text{ грн.}$$

4.2.10 Розроблення планової калькуляції кошторисної вартості теми

Планова кошторисна вартість магістерської дисертації визначається як сума витрат за окремими статтями вартості. Результати визначення вартості наведені у табл. 4.4.

Таблиця 4.4 – Калькуляція планової кошторисної вартості магістерської дисертації за темою

Найменування статей витрат	Позначення	Сума	
		грн.	%
1	2	3	4
1.Витрати на оплату праці	ФЗП	18711,94	57,58
2.Єдиний соціальний внесок	В _С	4116,63	12,67
3.Матеріали для проведення досліджень	В _М	1321	4,06
4.Енергоносії для проведення досліджень	В _{ЕН}	471,56	1,45

Продовження таблиці 4.4

1	2	3	4
5.Спецобладнання для наукових цілей	—	—	—
6.Вартість послуг сторонніх організацій	—	—	—
7.Витрати на службові відрядження	—	—	—
8.Інші невраховані прямі витрати по темі	В _{інш}	2462,12	7,57
9.Накладні витрати	НВ	5416,65	16,67
10.Кошторисна вартість теми		32499,9	100

4.3 Визначення очікуваних результатів магістерської дисертації та розрахунок показників економічної ефективності

Дослідження, що проводиться в даній роботі, має пошуковий та теоретичний характер, а отже розрахунок очікуваного річного економічного ефекту досить складний, оскільки відсутні повні дані відносно сфери використання результатів роботи, а також вихідні дані для розрахунку одночасних та поточних витрат. У зв'язку з цим доцільно використовувати бальну систему оцінки економічної ефективності за наступними показниками:

- важливість розробки (K1);
- можливість використання результатів розробки (K2);
- теоретичне значення та рівень новизни (K3);
- складність розробки (K4).

Шкала для оцінки важливості розробки K1:

1. Ініціативна робота, яка не є, а ні частиною комплексної програми, а ні завданням директивних органів – 1;

2. Робота, яка виконується за договором про науково-технічні допомоги – 3;

3. Робота представляє собою частину відомчої програми – 5;

4. Робота представляє собою частину відомчої комплексної програми – 7;

5. Робота виконується як частина міжнародної комплексної програми – 8.

Приймаємо показник важливості розробки K1 = 1.

Шкала для оцінки можливості використання результатів розробки K2:

1. Результати розробок можуть бути використані в даному підрозділі – 1;
2. Результати розробки можуть бути використані в даній організації – 3;
3. Результати розробки можуть бути використані в багатьох організаціях – 5;
4. Результати розробки можуть бути використані в масштабах галузі – 8;
5. Результати розробки можуть бути використані в багатьох різноманітних галузях – 10.

Приймаємо показник $K2 = 8$.

Шкала для оцінки теоретичної значимості і рівня нововведення K3:

1. Аналіз узагальнення і класифікація відомої інформації, подібні результати були відомі в досліджуваній області – 2;
2. Одержання нової інформації, що доповнить подання про суттєвість досліджуваних процесів, не відомої в дослідницькій області – 3;
3. Одержання нової інформації, яка частково міняє уявлення про суттєвість дослідження процесів, не відомих раніше – 5;
4. Створення нових теорій, методик і т. п. – 6;
5. Одержання інформації, яка служить формуванню нових напрямків – 8.

Приймаємо показник $K3 = 3$.

Шкала для оцінки показників складності дослідження K4:

1. Робота виконується одним підрозділом, витрати менше 20 тис.грн. – 1;
2. Робота виконується одним підрозділом, витрати 20...100 тис.грн. – 3;
3. Робота виконується одним підрозділом, витрати 100...200 тис.грн. – 5;
4. Робота виконується з урахуванням багатьох підрозділів, витрати від 200 тис.грн. до 1 млн.грн. – 7;
5. Робота виконується декількома організаціями, витрати понад 1млн.грн. – 9.

Приймаємо показник $K4 = 3$.

Загальна оцінка Б визначається як добуток коефіцієнтів :

$$B = 1 \cdot 8 \cdot 6 \cdot 3 = 144$$

Умовний річний економічний ефект науково-дослідної роботи визначається за формулою:

$$\epsilon_{\text{ндр}} = 500 \cdot \text{Б} \cdot \text{ЕН} \cdot \text{В}_{\text{ндр}}, \quad (5.1)$$

де 500 – умовна вартість одного балу;

ЕН – нормативний коефіцієнт економічної ефективності, $\text{ЕН} = 0,15 \div 0,5$;

$\text{В}_{\text{ндр}}$ – витрати на виконання магістерської дисертації (планова річна кошторисна вартість виконання магістерської дисертації). $\text{В}_{\text{ндр}} = 32499,9$ грн..

Таким чином, умовний економічний ефект становить:

$$\epsilon_{\text{ндр}} = 500 \cdot 144 \cdot 0,50 \cdot 32499,9 = 55750,05 \text{ грн.}$$

Економічна ефективність магістерської дисертації визначається коефіцієнтом ефективності $\text{Е}_{\text{ндр}}$, який характеризує частку загального ефекту від розробки на умовну одиницю витрат:

$$\text{Е}_{\text{ндр}} = \epsilon_{\text{ндр}} / \text{В}_{\text{ндр}}. \quad (5.2)$$

Підставивши значення у формулу (5.2) знайдемо коефіцієнт економічної ефективності:

$$\text{Е}_{\text{ндр}} = 55750,05 / 32499,9 = 1,71.$$

Отже, судячи з розрахованого коефіцієнта, виконання даної магістерської дисертації є економічно обґрунтованим.

4.4 Висновки до розділу 4

1. Розраховано планову кошторисну вартість проведення магістерської дисертації з урахуванням всіх видів витрачених ресурсів.

2. Обґрунтовано актуальність та економічну доцільність проведення роботи.

5 ОХОРОНА ПРАЦІ НА РОБОЧОМУ МІСЦІ

5.1 Організаційні питання охорони праці

Охорона праці – система правових, соціально-економічних, санітарно-гігієнічних і лікувально-профілактичних заходів, спрямованих на збереження здоров'я і працездатності людини в процесі праці [51].

Головною метою охорони праці є створення на кожному робочому місці безпечних умов праці, безпечної експлуатації обладнання, зменшення або повна нейтралізація дії шкідливих і небезпечних виробничих факторів на організм людини і, як наслідок, зниження виробничого травматизму та професійних захворювань.

Основні положення щодо охорони праці наведені в Законі України «Про охорону праці».

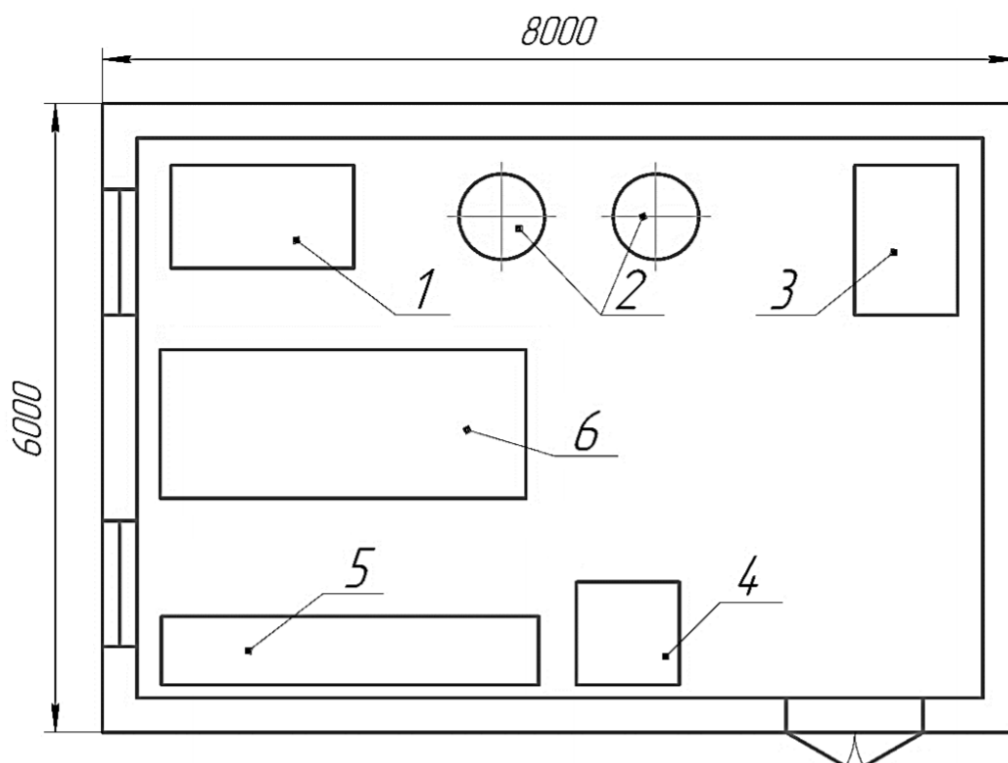
Отже, метою цього розділу є аналіз небезпечних та шкідливих факторів, при яких виникає небезпека ураження організму, умов, що можуть привести до травмування в процесі отримання шаруватого композиційного матеріалу, а також розробка заходів спрямованих на усунення цих факторів та безпеку у надзвичайних ситуаціях.

5.2 Аналіз умов праці

Експериментальну частину магістерської дисертації виконували в лабораторії кафедри ливарного виробництва чорних та кольорових металів КПІ ім. Ігоря Сікорського, план якої наведено на рис. 5.1.

Площа лабораторії складає 48 м^2 , а об'єм – 144 м^3 . Згідно зі СНиП 2.09.04-87 норма площі на одну особу становить $4,5 \text{ м}^2$, а норма об'єму приміщення – 15 м^3 . Так як кількість робітників у лабораторії не перевищує 3-х осіб, то площа та об'єм, що припадає на одного працівника складає 16 м^2 та 48 м^3 відповідно. Порівнявши оптимальні значення об'єму та площі приміщення з отриманими значеннями робимо висновок, що розміри приміщення

по відношенню до кількості людей в ньому повністю відповідають оптимальним умовам.



1 – сушарка; 2 – печі опору; 3 – автоклав; 4 – вакуумна установка;
5 – шафи; 6 – лабораторний стіл

Рисунок 5.1 – План лабораторії з технологічним устаткуванням

Лабораторія знаходиться на першому поверсі. У приміщенні здійснюється природне бокове освітлення (вікна виходять на південь). Для місцевого освітлення використовують лампи розжарювання, для загального – люмінесцентні.

В приміщенні розташовано таке електрообладнання як сушарка, печі опору, автоклав та вакуумна установка. Для роботи використовували лише піч опору.

Згідно ГОСТ 12.0.003-74 на працівників лабораторії діють наступні небезпечні та шкідливі виробничі фактори:

- фізичні (підвищений рівень температури, підвищений рівень електромагнітних випромінювань та підвищене значення електричного струму);

– хімічні (подразнюючі, що проникають в організм людини через органи дихання).

Джерелом теплового та інфрачервоного випромінювання в лабораторії є печі опору. Для захисту від теплового випромінювання використовують теплоізоляцію гарячих поверхонь, екранування теплового випромінювання та захисний одяг.

Лабораторія відноситься до приміщень з підвищеною небезпекою ураження електричним струмом. Причинами ураження електричним струмом можуть бути: дотик до неізольованих струмопровідних частин електроустановок, які знаходяться під напругою, або до ізольованих при фактично пошкодженій ізоляції; дотик до неструмопровідних частин електроустановок або до електрично зв'язаних з ними металоконструкцій, які опинились під напругою в результаті пошкодження ізоляції. Також ураженню струмом сприяють невідповідність електроустановок, засобів захисту і приладів вимогам безпеки та невиконання технічних заходів безпеки.

Безпека експлуатації при нормальному режимі роботи електроустановок забезпечується наступними захисними заходами: застосуванням ізоляції, недоступністю струмопровідних частин, застосуванням малих напруг, захисним заземленням і використанням електрозахисних засобів.

Під час плавки алюмінію виділяються шкідливі гази, тому для зменшення їх дії на організм працівників лабораторії застосовують витяжну вентиляцію приміщення та інші засоби захисту органів дихання.

5.3 Забезпечення безпеки та запобігання надзвичайним ситуаціям

Запобігання виникненню надзвичайних ситуацій – це підготовка та реалізація комплексу правових, соціально-економічних, політичних, організаційно-технічних, санітарно-гігієнічних та інших заходів, спрямованих на регулювання безпеки, проведення оцінки рівнів ризику, завчасне реагування на загрозу виникнення надзвичайної ситуації на основі даних моніторингу (спостережень), експертизи, досліджень та прогнозів щодо можливого перебігу подій

з метою недопущення їх переростання у надзвичайну ситуацію або пом'якшення її можливих наслідків. Зазначені функції запобігання надзвичайним ситуаціям техногенного та природного характеру в нашій країні виконує Єдина державна система запобігання і реагування на надзвичайні ситуації техногенного і природного характеру, затверджена Постановою Кабінету Міністрів України від 3 серпня 1998 р. № 1198 [52].

5.4 Висновки до розділу 5

1. Встановлено, що організація робочих місць відповідає санітарним нормам.
2. Проведено аналіз шкідливих та небезпечних факторів, які передбачають умови, при яких може виникнути небезпека ураження організму.
3. Запропоновано заходи для уникнення травмування.

ВИСНОВКИ

1. Досліджено кінетику процесу фізико-хімічної та дифузійної взаємодії метало-керамічного композиту Ti-TiB та розплав у алюмінію.
2. Установлено, що збільшення часу витримки композиту у розплаві сприяє переходу волокон TiB у розплав, тим самим збільшуючи товщину рівномірно армованого шару алюмінію.
3. Виявлено, що холодна пластична деформація Ti-TiB підвищує швидкість розчинення титану у розплаві та збільшує кількість волокон, що переходять із композиту в алюмінієвий шар.
4. Встановлено механізм формування мікроструктури зони взаємодії метало-керамічного композиту та розплав у алюмінію, який полягає у вивільненні волокон TiB в результаті розчинення титанової матриці та їх переходу до алюмінієвої частини.
5. Досліджено мікромеханічні властивості утворених структурних складових. Установлено, що присутність волокон TiB та частинок інтерметалідів у алюмінієвій частині значно підвищує її мікротвердість у порівнянні з гомогенним металом: для нерівномірно армованої зони збільшення відбувається у 2 рази; для рівномірно армованої – у 7 разів. Зі збільшенням мікротвердості відбувається зменшення характеристики пластичності з 0,99 для гомогенного металу до 0,97 та 0,93 для нерівномірно та рівномірно армованого алюмінію відповідно. При підвищеній твердості армований алюміній має наближену до критичного значення характеристику пластичності, що свідчить про пластичну поведінку матеріалу в умовах розтягнення та стиску.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Global Metal Matrix Composites Market 2017-2021 [Електронний ресурс] / – Режим доступу: <https://www.technavio.com/report/global-metals-and-minerals-global-metal-matrix-composites-market-2017-2021>
2. Metal Matrix Composite (MMC) Market Analysis By Product (Aluminum, Nickel, Refractory) By End-use (Ground Transportation, Electronics/Thermal Management, Aerospace) And Segment Forecasts To 2022 [Електронний ресурс] / – Режим доступу: <https://www.grandviewresearch.com/industry-analysis/metal-matrix-composites-mmc-market>
3. Композиционные материалы: Справочник / Вишняков Л.Р., Грудина Т.В., Кадыров В.Х. и др.; ред. Д.М. Карпиноса. – Киев: Наукова думка, 1985. – 592 с.
4. Алюминий: свойства и физическое металловедение / Энтони У.Х., Эштон Ф.Р., Болл М.Д. и др.; ред. Хэтча Дж.Е. // Справ. изд. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.
5. Металлургия алюминия / Борисоглебский Ю.В., Галевский Г.В., Кулагин Н.М. и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1999. – 438 с.
6. Еременко В.Н. Титан и его сплавы. – Киев: Издательство АН Украинской ССР, 1960. – 499 с.
7. Цвиккер. У. Титан и его сплавы. Пер. с нем. – М., «Металлургия», 1979. – 512 с.
8. Massalski T.B. Binary alloy phase diagrams. Vol. 1. – Materials Park, Ohio, ASM International, 1990. – 1115 p.
9. Processing and properties of monolithic TiB₂-based materials / B. Basu, G.B. Raju, A.K. Suri // International Materials Reviews, 51. – 2006. – pp. 352-374.

10. Material Properties of Titanium Diboride / Ronald G. Munro // Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, 105. – 2000. – pp. 709-720.
11. Самсонов Г.В. Тугоплавкие соединения: Справочник. 2-е изд. / Самсонов Г.В., Веницкий И.М. – М., «Металлургия», 1976. – 560с.
12. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов. – М., «Металлургия», 1980. – 464 с.
13. Производство отливок из сплавов цветных металлов: Учебник для вузов. 2-е изд., доп. и перераб. / Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Бибииков Е.Л. – М.: «МИСИС», 1996. – 504 с.
14. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: Учебник. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. – 384 с.
15. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под общ. ред. Н.П. Лякишева // Справочник: в 3 т.: Т.1. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
16. Microstructure and mechanical properties of continuous ceramic SiC and shape memory alloy NiTi hybrid fibers reinforced Ti-Al metal-intermetallic laminated composite / Y. Han, F. Jiang, C. Lin, D. Yuan, H. Huang, E. Wang, Z. Wang, C. Guo // Journal of Alloys and Compounds, 729. – 2017. – pp. 1145-1155.
17. Microwave synthesis and characterization of metastable (Al/Ti) and hybrid (Al/Ti + SiC) composites / S. K. Thakura, T. S. Kongb, M. Gupta // Materials Science & Engineering A, 452-453. – 2007. – pp. 61-69.
18. In-situ observation of crack initiation and propagation in Ti/Al composite laminates during tensile test / L. Qin, J. Wang, Q. Wu, X. Guo, J. Tao // Journal of Alloys and Compounds, 712. – 2017. – pp. 69-75.
19. Structural properties of Ti/Al clads manufactured by explosive welding and annealing / D.M. Fronczek, J. Wojewoda-Budka, R. Chulista, A. Sypien,

A. Korneva, Z. Szulcb, N. Schell, P. Ziebaa // *Materials and Design*, 91. – 2016. – pp. 80-89.

20. Microstructure and mechanical properties of Ti/Al explosive cladding / H. Xia, S. Wang, H. Ben // *Materials and Design*, 56. – 2014. – pp. 1014-1019.

21. Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.I. Mali, D.V. Pavliukova // *Materials and Design*, 35. – 2012. – pp. 225-234.

22. Свойства интерметаллидных прослоек в слоистых титано-алюминиевых композитах / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, Д.В. Проничев, В.Н. Арисова, О.С. Киселев, А.Ю. Кондратьев, С.В. Панков // *Известия Волгоградского государственного технического университета*, 11(59). – 2009. – с. 35-40.

23. On the interface and mechanical property of Ti/Al-6%Cu-0.5%Mg-0.4%Ag bimetal composite produced by cold-roll bonding and subsequent annealing treatment / J. Peng, Z. Liu, P. Xia, M. Lin, S. Zeng // *Materials Letters*, 74. – 2012. – pp. 89-92.

24. Ultrafine equiaxed-grain Ti/Al composite produced by accumulative roll bonding / D. Yang, P. Cizek, P. Hodgson, C. Wen // *Scripta Materialia*, 62. – 2010. – pp. 321-324.

25. Microstructure and mechanical properties of Al/Ti/Al laminated composites prepared by roll bonding / M. Ma, P. Huo, W.C. Liu, G.J. Wang, D.M. Wang // *Materials Science and Engineering:A*, 636. – 2015. pp. 301-310.

26. Microstructure and Mechanical Properties of Ti/Al/Ti Laminated Composites Prepared by Hot Rolling / M. Ma, X. Meng, W.C. Liu // *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26. 2017. – pp. 3569-3578.

27. Microstructural evaluation and mechanical properties of the diffusion bonded Al/Ti alloys joint / M.S. Kenevisi, S.M. Mousavi Khoie, M. Alaei // *Mechanics of Materials*, 64. – 2013. – pp. 69-75.

28. Formation process of the bonding joint in Ti/Al diffusion bonding / Y. Wei, W. Aiping, Z. Guisheng, R. Jialie // *Materials Science and Engineering*, 480. – 2008. – pp. 456-463.
29. Interface evolution and shear strength of Al/Ti bi-metals processed by a spark plasma sintering (SPS) apparatus / A. Miriyev, A. Levy, S. Kalabukhov, N. Frage // *Journal of Alloys and Compounds*, 678. – 2016. – pp. 329-336.
30. Fabrication of multilayered Ti–Al intermetallics by spark plasma sintering / Y. Suna, S. K. Vajpai, K. Ameyama, C. Ma // *Journal of Alloys and Compounds*, 585. – 2014. – pp. 734-740.
31. A novel method to fabricate reinforced Ti composites by infiltration of Al (Mg) into porous titanium / S. Kim, G. Kim, W. Lee, H. Lee, W. Jeung // *Journal of Alloys and Compounds*, 715. – 2017. – pp. 404-412.
32. An investigation on bonding mechanism and mechanical properties of Al/Ti compound materials prepared by insert moulding / X.Y. Nie, J.C. Liu, H.X. Li, Q. Dub, J.S. Zhang, L.Z. Zhuang // *Materials and Design*, 63. – 2014. – pp. 142-150.
33. Formation and growth of titanium aluminide layer at the surface of titanium sheets immersed in molten aluminum / R. Khoshhal, M. Soltanieh, M. Mirjalili // *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, 7. – 2010. – pp. 24-31.
34. Synthesis and Characterization of TiB₂ Reinforced Aluminium Matrix Composites: A Review / N. Kumar, G. Gautam, R.K. Gautam, A. Mohan, S. Mohan // *Journal of The Institution of Engineers (India): Series D*, 97. – 2016. – pp. 233-253.
35. Aluminium-Titanium Diboride (Al-TiB₂) Metal Matrix Composites: Challenges and Opportunities. / S. Suresh, N. Shenbag, V. Moorthi // *Procedia Engineering*, 38. – 2012. – pp. 89-97.
36. Wear and Friction Behavior of Stir Cast Al-TiB₂ Metal Matrix Composites with Various Lubricants. / S. Poria, G. Sutradhar, P. Sahoo // *Tribology in Industry*, 4. – 2016. – pp. 508-521.

37. Tribological Characterization of Stir-cast Aluminium-TiB₂ Metal Matrix Composites / S. Poria, P. Sahoo, G. Sutradhar, // *Silicon*, 8. – 2016. – pp. 591-599.
38. Effect of B₄C, TiB₂ and ZrSiO₄ ceramic particles on mechanical properties of aluminium matrix composites: Experimental investigation and predictive modelling. / K. Shirvanimoghaddam, H. Khayyam, H. Abdizadeh, M. Karbalaee Akbari, A.H. Pakseresht, F. Abdi, A. Abbasi, M. Naebe // *Ceramics International*, 42. – 2016. – pp. 6206-6220.
39. Ti-B-based composite materials: Properties, basic fabrication methods, and fields of application (review) / A.S. Konstantinov, P.M. Bazhin, A.M. Stolina, E.V. Kostitsyna, A.S. Ignatov // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 108. – 2018. – pp. 79-88.
40. Перспективи створення титану армованого волокнами дибориду титану / П.І. Лобода, Л.О. Зворикін, В.С. Косюк, Є.В. Солодкий // *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра*. – Київ, 2016. – 665-668 ст.
41. Effect of TiB₂ content on the characteristics of spark plasma sintered Ti-TiB_w composites / A.S. Namini, M. Azadbeh, M.S. Asl // *Advanced Powder Technology*, 28. – 2017. – pp. 1564-1572.
42. ГОСТ 11069-2001. Алюминий первичный. Марки [Текст]. – Взамен ГОСТ 11069-74; введ. 2003-01-01. – Минск: Межгос. совет по стандартизации, метрологии и сертификации, 2004. – 9 с.
43. ДСТУ ISO 6507-1:2007. Матеріали металеві. Визначення твердості за Вікерсом. Частина 1. Метод випробування. – К.: Держспоживстандарт України, 2010. – 20 с.
44. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement / Yu.V. Milman, B.A. Galanov, S.I. Chugunova // *Acta Metallurgica et Materialia*, 41. – 1993. – pp. 2523-2532.
45. Plasticity determined by indentation and theoretical plasticity of materials / Yu.V. Milman, S.I. Chugunova, I.V. Goncharova // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 73. – 2009. – pp. 1282-1289.

46. Элементы привода приборов: расчет, конструирование, технологии / под ред. Ю.М. Плескачевского. – Минск: Беларус. навука. – 2012. – 769 с.
47. Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples / L. Xu, Y.Y. Cui, Y.L. Hao, R. Yang // Materials Science and Engineering A, 435–436. – 2006. – pp. 638-647.
48. On kinetics of $TiAl_3$ formation during reaction synthesis from solid Ti and liquid Al / M. Sujata, S. Bhargava, S. Suwas, S. Sangal // Journal of materials science letters, 20. – 2001. – pp. 2207-2209.
49. Structure Formation Mechanisms during Solid Ti with Molten Al Interaction / L. Gurevich, D. Pronichev, M. Trunov // Materials Science and Engineering, 116. – 2016. – pp. 1564-1572.
50. Гавриш О.А. Методичні рекомендації до розробки економічної частини дипломних проектів і робіт / О.А. Гавриш, В.І. Кривда, С.В. Нараєвський.// – К.: ІВЦ “Політехніка”. – 2010. – 54 с
51. Голінько В.І. Основи охорони праці / В.І. Голінько // М-во освіти і науки України; Нац. гірн. ун-т. – 2-ге вид. – Д.: НГУ, 2014. – 271 с.
52. Желібо Є.П. Безпека життєдіяльності: Навчальний посібник для студентів вищих навчальних закладів освіти України I-IV рівнів акредитації / Є.П Желібо, Н.М. Заверуха, В.В. Зацарний за ред. Є.П. Желібо. – Київ: «Каравела» – 2001. – 320 с.

Додаток А

Таблиця А.1. Розрахунки даних для побудови кривих «напруження-деформація» для нерівномірно армованого алюмінію

$\gamma_1, ^\circ$	НМ, ГПа	γ_2 , рад	ε_e	ε_p	$\varepsilon, \%$	σ_s , ГПа
45	0,391597	0,790084	0,002399	0,34191	34,4308	0,130532
50	0,409923	0,878423	0,002511	0,26171	26,42225	0,136641
55	0,415711	0,966607	0,002547	0,19484	19,73904	0,13857
60	0,384357	1,054092	0,002354	0,13989	14,22465	0,128119
65	0,352701	1,141388	0,002161	0,09518	9,733734	0,117567
70	0,326071	1,228607	0,001997	0,05973	6,172382	0,10869
75	0,306643	1,315825	0,001878	0,03286	3,4742	0,102214
80	0,261541	1,402313	0,001602	0,01426	1,586318	0,08718
85	0,235317	1,401705	0,001441	0,01436	1,580599	0,078439

Таблиця А.2. Розрахунки даних для побудови кривих «напруження-деформація» для армованого алюмінію

$\gamma_1, ^\circ$	НМ, ГПа	γ_2 , рад	ε_e	ε_p	$\varepsilon, \%$	σ_s , ГПа
45	1,372817	0,795692	0,005717	0,33639	34,2102	0,457606
50	1,195947	0,883174	0,00498	0,25779	26,27706	0,398649
55	1,059864	0,970566	0,004414	0,19212	19,65363	0,353288
60	1,023784	1,05867	0,004263	0,1373	14,15679	0,341261
65	0,986782	1,146563	0,004109	0,09282	9,69325	0,328927
70	0,774367	1,231918	0,003225	0,05855	6,177786	0,258122
75	0,818927	1,320373	0,00341	0,03169	3,509951	0,272976
80	0,847031	1,408483	0,003527	0,01323	1,675829	0,282344
85	0,793571	1,407711	0,003305	0,01336	1,666251	0,264524

Таблиця А.3. Розрахунки даних для побудови кривих «напруження-деформація» для інтерметалідного шару

$\gamma_1, ^\circ$	НМ, ГПа	γ_2 , рад	ϵ_e	ϵ_p	$\epsilon, \%$	σ_s , ГПа
45	7,895123	0,831169	0,030138	0,30284	33,29746	2,631708
50	7,410228	0,922902	0,028287	0,22645	25,47399	2,470076
55	5,720041	1,003795	0,021835	0,17018	19,20121	1,90668
60	5,971768	1,098311	0,022796	0,11604	13,88352	1,990589
65	5,722355	1,187861	0,021844	0,07519	9,702876	1,907452
70	5,540099	1,277043	0,021148	0,04378	6,492869	1,8467
75	6,252877	1,37477	0,023869	0,01934	4,320622	2,084292
80	4,774074	1,448056	0,018224	0,00755	2,577542	1,591358
85	3,452607	1,433641	0,013179	0,00944	2,261486	1,150869

Таблиця А.4. Розрахунки даних для побудови кривих «напруження-деформація» для армованого титану

$\gamma_1, ^\circ$	НМ, ГПа	γ_2 , рад	ϵ_e	ϵ_p	$\epsilon, \%$	σ_s , ГПа
45	5,368151	0,817272	0,018034	0,3157	33,37288	1,789384
50	4,748235	0,905617	0,015951	0,23977	25,57248	1,582745
55	4,441174	0,995068	0,01492	0,17579	19,07076	1,480391
60	4,487922	1,086812	0,015077	0,122	13,70769	1,495974
65	4,397948	1,176847	0,014774	0,07969	9,446655	1,465983
70	3,983729	1,262809	0,013383	0,0482	6,158024	1,32791
75	3,627386	1,348349	0,012186	0,02495	3,713399	1,209129
80	3,544166	1,43609	0,011906	0,0091	2,100659	1,181389
85	2,368675	1,422827	0,007957	0,01099	1,894492	0,789558

Додаток Б

Таблиця Б.1. Розраховані значення модуля Юнга та коефіцієнта Пуассона для утворених структурних складових

Назва структурної складової	Модуля Юнга, Е, ГПа	Коефіцієнта Пуассона, ν
Нерівномірно армований алюміній	70	0,34
Рівномірно армований алюміній	119,54	0,31
Інтерметалідний шар	174	0,23
Армований титан	161,28	0,29

Додаток В

Таблиця В.1. Середні значення одержаних результатів та стандартне відхилення для мікротвердості HV та характеристики пластичності δ_H

Назва характеристики	Структурна складова							
	Нерівномірно армований алюміній		Рівномірно армований алюміній		Інтерметалідний шар		Армований титан	
	Середнє значення	Стандартне відхилення	Середнє значення	Стандартне відхилення	Середнє значення	Стандартне відхилення	Середнє значення	Стандартне відхилення
Мікротвердість HV, ГПа	0,3266	0,0181	1,1588	0,0685	4,9046	0,2949	3,2765	0,1569
Характеристика пластичності δ_H	0,97139	0,00159	0,93184	0,00466	0,73227	0,0161	0,8426	0,00754

Таблиця В.2. Середні значення одержаних результатів та стандартне відхилення для твердості за Мейєром НМ

Твердість НМ, ГПа для $\gamma_1,^\circ$	Структурна складова							
	Нерівномірно армований алюміній		Рівномірно армований алюміній		Інтерметалідний шар		Армований титан	
	Середнє значення	Стандартне відхилення	Середнє значення	Стандартне відхилення	Середнє значення	Стандартне відхилення	Середнє значення	Стандартне відхилення
45	0,391597	0,01387	1,372817	0,04449	7,895123	0,18355	5,368151	0,12357
50	0,409923	0,01448	1,195947	0,03645	7,410228	0,14965	4,748235	0,09851
55	0,415711	0,00561	1,059864	0,03805	5,720041	0,11717	4,441174	0,11247
60	0,384357	0,00599	1,023784	0,04496	5,971768	0,11196	4,487922	0,09016
65	0,352701	0,00913	0,986782	0,04303	5,722355	0,14716	4,397948	0,09100
70	0,326071	0,00487	0,774367	0,04913	5,540099	0,14023	3,983729	0,09820
75	0,306643	0,01238	0,818927	0,03915	6,252877	0,05491	3,627386	0,08307
80	0,261541	0,00510	0,847031	0,01309	4,774074	0,09056	3,544166	0,09525
85	0,235317	0,00025	0,793571	0,00394	3,452607	0,05994	2,368675	0,05199

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
„КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО”

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ

МАТЕРІАЛИ

IX Міжнародної науково-технічної конференції

конференція присвячена ювілейним датам
100 років від дня народження проф. Єфіменко Г. Г.
80 років від дня народження проф. Макаревича О. П.
80 років від дня народження доц. Лютого В. О.

Україна, Київ

2017

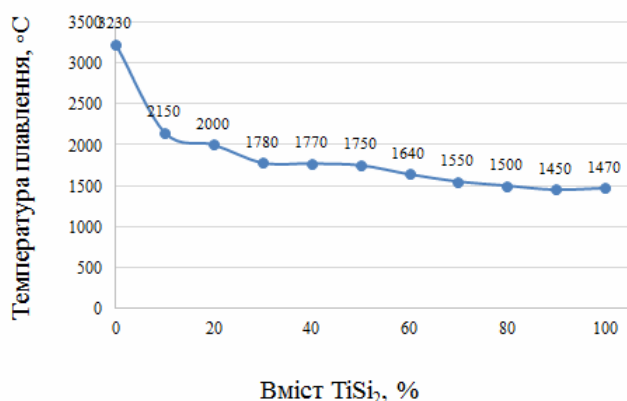


Рис. 1. Залежність температури плавлення від вмісту TiSi₂ у композитному матеріалі TiB₂-TiSi₂

Література:

1. Самсонов Г. В. Бори́ды [Текст] / Г. В. Самсонов, Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов. – М.: Атомиздат, 1975. – 376 с.
2. Титан [Текст] / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Ю. Г. Олесов [та др.] – М. : Металлургия, 1983. – 560 с.
3. Golla B. R. Hot-pressed TiB₂–10 wt.% TiSi₂ ceramic with extremely good thermal transport properties at elevated temperatures (up to 1273 K) [Text] /B. R.Golla, B.Basu // J. Scripta Materialia. – 2012. – 79 с.
4. Raju G.B. Microstructural characterization and isothermal oxidation behavior of hot-pressed TiB₂–10 wt.% TiSi₂ composite [Text] / G.B. Raju, K. Biswas, B. Basu. – Kanpur: Indian Institute of Technology. – 2009. – 104 с.

Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ТИТАНУ, АРМОВАНОГО ВОЛОКНАМИ МОНОБОРИДУ ТИТАНУ, З РОЗПЛАВОМ АЛЮМІНІЮ

decan@iff.kpi.ua; gurya@ukr.net; yana.luschay@yandex.ru

При виготовленні металевих композиційних матеріалів найбільш розповсюдженими матричними металами є алюміній та титан. Завдяки своїм підвищеним, у порівнянні зі звичайними сплавами, фізико-механічним властивостям композити на основі даних металів, армовані боридами титану, використовують у високотехнологічних галузях промисловості, у тому числі аерокосмічній, оборонній, автомобільній тощо [1].

Виготовлення таких композитів пов'язано з рядом труднощів, обумовлених в першу чергу коагуляцією волокон під час введення та розподілення по об'єму розплаву. Аналогічна проблема стосується і введення дисперсних частинок тугоплавких сполук в розплав. Окрім того, модуль пружності алюмінієвих сплавів нижчий за сталь та титан, що не дозволяє забезпечити жорсткість тонкостінних конструкційних елементів деталей складної форми, виготовлених із легкого алюмінієвого сплаву. Тому актуальним є створення композиційних матеріалів з малою питомою вагою і високими механічними властивостями. Один із шляхів вирішення цієї проблеми – створення композитів із титану, армованого боридом титану, та алюмінієвих сплавів шляхом введення в розплав алюмінію частинок порошку композиційного матеріалу. Згідно з діаграмою стану титан-алюміній та квазібінарного розрізу алюміній – бори́ди титану в контактi з розплавом алюмінію, титанова ма-

Основним завданням, яке було поставлено до роботи, було дослідження впливу вмісту дисиліциду титану на температуру плавлення отриманих зразків.

Під час виконання наукової роботи було розплавлено дев'ять зразків спресованих з порошків дибориду титану та дисиліциду титану різного відсоткового вмісту, та були отримані результати. Побудовано криву залежності температури плавлення від вмісту дисиліциду титану (рис. 1).

триця композиту повинна розчинятися, а волокна із бори́ду титану – переходити в розплав алюмінію, армуючи саму матрицю композиту.

Для з'ясування можливості виготовлення композиційних матеріалів з алюмінієвою матрицею і вкрапленнями із титану, армованого бори́дом титану, було досліджено кінетику процесу взаємодії розплаву з титановою пластиною, армованою волокнами бори́ду титану, діаметром 1...2 мкм та довжиною 100...500 мкм.

Методом металографічного аналізу було встановлено, що під час взаємодії розплавленого алюмінію та титанової пластини на її поверхні утворюється перехідний шар, товщина якого практично не змінюється зі збільшенням часу витримки. Проміжний шар складається із двох характерних зон: зони з волокнами, що достатньо однорідно розподілені в розплаві алюмінію, і суцільної, вільної від волокон фази сірого кольору (рис. 1). За даними рентгеноструктурного аналізу, волокна в розплаві алюмінію представляють собою моноборид титану, а суцільний прошарок – титан-алюмінієві інтерметаліди.

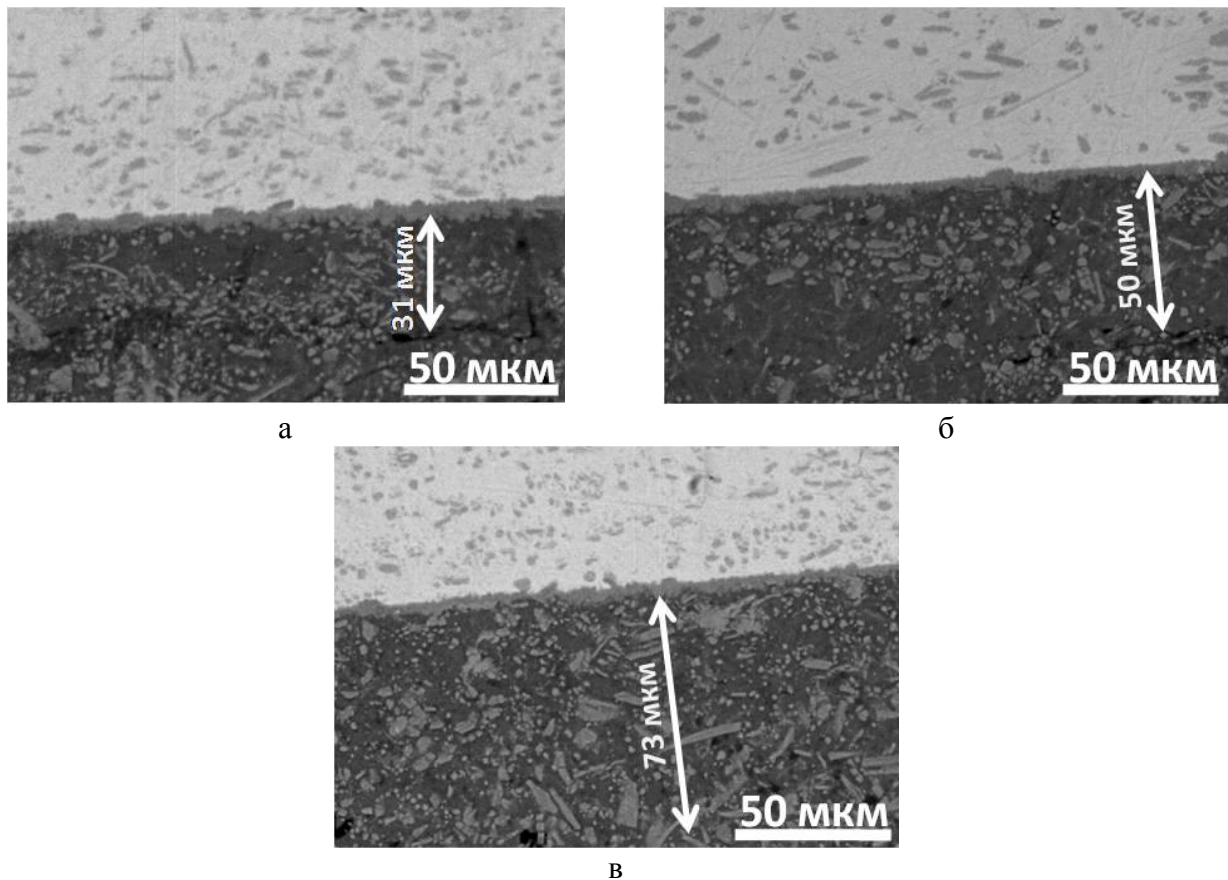


Рис. 1. Мікроструктура титану, армованого волокнами монобориду титану, після взаємодії з розплавом алюмінію протягом 15 хв (а), 30 хв (б) і 60 хв (в)

Виявлено, що під час розчинення титану в розплавленому алюмінії відбувається перехід волокон бори́ду титану в розплав і зберігається рівномірне розташування волокон по об'єму закристилізованого прошарку алюмінію, що прилягає до поверхні композиційного матеріалу титан – моноборид титану. По суті відбувається формування армованої волокнами бори́ду титану границі розподілу титановий композит – матриця із алюмінієвого сплаву.

Таким чином титан, армований бори́дом титану, має достатню кінетичну сумісність з розплавом алюмінію, і може використовуватись як армувальна складова для виготовлення композитів із матрицею на основі алюмінієвих сплавів.

Література:

1. Aluminium-Titanium Diboride (Al-TiB₂) Metal Matrix Composites: Challenges and Opportunities. / S.Suresh, N.Shenbag, V.Moorthi // Procedia Engineering, 38, 2012. – P.89...97.

ЛОБОДА П.І., ГУРІЯ І.М., СОЛОДКИЙ Є.В., СМІРНОВА Я.О.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОДІЇ АЛЮМІНІЮ З ТИТАНОВИМ КОМПОЗИТОМ

E-mail: decan@iff.kpi.ua; gurya@ukr.net; yana.luschay@gmail.com

АНОТАЦІЯ. У роботі розглянуто загальні методики рідкофазного виготовлення алюмінієвих композитів. Досліджено взаємодію титану, армованого боридом титану, та розплаву алюмінію, під час якої спостерігався рівномірний перехід волокон бориду титану з пластини титанового композиту в розплав. Дане дослідження є підставою для подальшого, більш глибокого, вивчення взаємодії титанових композитів з розплавом алюмінію.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: борид титану, алюміній, титан, композиційний матеріал

Найпоширенішими металами, які використовують як матриці композиційних матеріалів, є титан та алюміній. Армування їх боридами титану дозволяє отримувати композити з високими фізико-механічними властивостями для аерокосмічної, автомобільної, оборонної та інших галузей промисловості [1].

Алюміній, як матриця для композиційних матеріалів, має унікальну комбінацію низького електричного опору, високих механічних властивостей та корозійної стійкості [1].

Титан, у свою чергу, має низьку густину, невисокий коефіцієнт теплового розширення, відносно малі тепло- та електропровідність, високу міцність та питому міцність, є немагнітним та нехолодноламким. Це один із найбільш корозійностійких металів, що пов'язано з утворенням на його поверхні пасивної оксидної плівки [2].

Наявність боридів титану як армувальної складової в алюмінієвій металевій матриці підвищує межу міцності на розрив та мікротвердість композиту і зменшує коефіцієнт тертя [3-5].

Однак, в алюмінієвих сплавів модуль пружності нижчий за титан та сталі, що не завжди може забезпечити необхідну жорсткість конструкції одночасно з їх малою вагою. Отже, створення композиційного матеріалу з високими механічними властивостями та малою питомою вагою є актуальним.

Відомо два основних методи виготовлення композиційних матеріалів:

in situ, коли армувальний елемент утворюється у ході реакції у розплаві матричного металу;

ex situ, коли армувальний елемент вводиться у вигляді частинок або волокон у розплав матричного металу.

Обидва методи успішно використовують для синтезу композитів на основі алюмінію, з армувальною складовою у вигляді твердих включень бориду титану. Проте, у методики *ex situ* є такий недолік як коагуляція армувальної складової під час введення та розподілення по об'єму розплаву, що в свою чергу спричиняє незручності під час виготовлення композиту.

Відомі дослідження [6-7] з використанням методики *in situ*, у яких композиційні матеріали синтезувалися шляхом екзотермічної реакції галогенідних солей KBF_4 та K_2TiF_6 чистотою 99% з розплавленим алюмінієм. У роботі [8] наведено отримання композиту шляхом введення лігатур Al-10\%Ti та Al-3\%B до алюмінієвого розплаву ($\approx 97\% \text{Al}$).

У всіх вище наведених дослідженнях було досягнуто рівномірне розподілення бориду титану по об'єму алюмінієвої матриці. Крім того, було підвищено значення мікротвердості (за Вікерсом), межі міцності на розтяг та пластичності.

Використання методів *ex situ* для синтезу композитів з алюмінієвою матрицею та частинками бориду титану, незважаючи на відмінності у запропонованих технологіях, також привело до позитивних результатів [3-4, 9]. Проте, для запобігання коагуляції частинок бориду титану, використовувалося постійне перемішування рідкого алюмінію.

На сьогодні взаємодія композитів на основі титану, армованих боридом титану з алюмінієм, не вивчена, хоча згідно квазібінарного розрізу алюміній – бориди титану та діаграми стану титан-алюміній титанова матриця основного композиту має розчинятися в контакті з рідким

металом, а волокна бори́ду титану – переходити в розплав, армуючи, тим самим, алюмінієву матрицю новоствореного композиту.

Відповідно, проблему коагуляції армувальної складової під час її введення та розподілу по об'єму розплаву можна вирішити шляхом взаємодії титанового композиту з розплавом алюмінію.

Для вивчення процесу взаємодії алюмінієвого розплаву з титаном, армованим волокнами бори́ду титану, було проведено дослідження, у ході якого титановий композит занурювали та витримували у розплаві алюмінію.

Дослідний зразок, що занурювався, являв собою титанову пластину, розмірами 20х20х5 мм, армовану волокнами бори́ду титану діаметром 1...2 мкм та довжиною 100...500 мкм. Пластина була отримана методом електронно-променевого переплавлення з наступною прокаткою. Після прокатування поверхня зразка була відшліфована з метою видалення оксидів та інших домішок.

Під час експерименту алюміній нагрівали в електропечі до температури 800 °С, після чого пластину композиту занурювали та витримували у рідкому металі. Час витримки зразків – 15, 30 та 60 хв.

Методом металографічного аналізу було виявлено дві нові зони – вільна від волокон, суцільна фаза сірого кольору та зона однорідно розподілених волокон в розплаві алюмінію. Згідно рентгеноструктурного аналізу, суцільна фаза сірого кольору являє собою титан-алюмінієві інтерметаліди, а волокна в розплаві алюмінію – моноборид титану (рис. 1).

Окрім того, встановлено, що під час взаємодії титанової пластини та розплавленого алюмінію між ними утворюється перехідна зона. Час витримки пластини у розплаві практично не впливає на перехідну зону, але від нього залежить товщина шару алюмінію, армованого рівномірно розподіленими волокнами бори́ду титану (рис. 2).

ВИСНОВКИ

У результаті роботи спостерігався перехід армувальної складової титанового композиту в розплав алюмінію та рівномірне розташування даних волокон по об'єму закристалізованої алюмінієвої частини, що в свою чергу слугує вагомим підґрунтям для проведення подальших досліджень взаємодії композитів на основі титану з розплавом алюмінію.

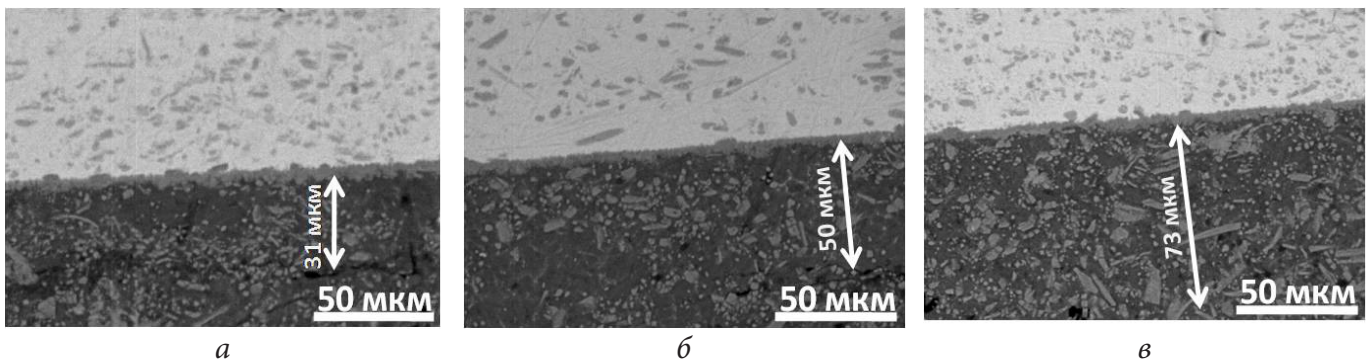


Рис. 1. Мікроструктура титану, армованого волокнами монобориду титану, після взаємодії з розплавом алюмінію: а – протягом 15 хв; б – протягом 30 хв; в – протягом 60 хв

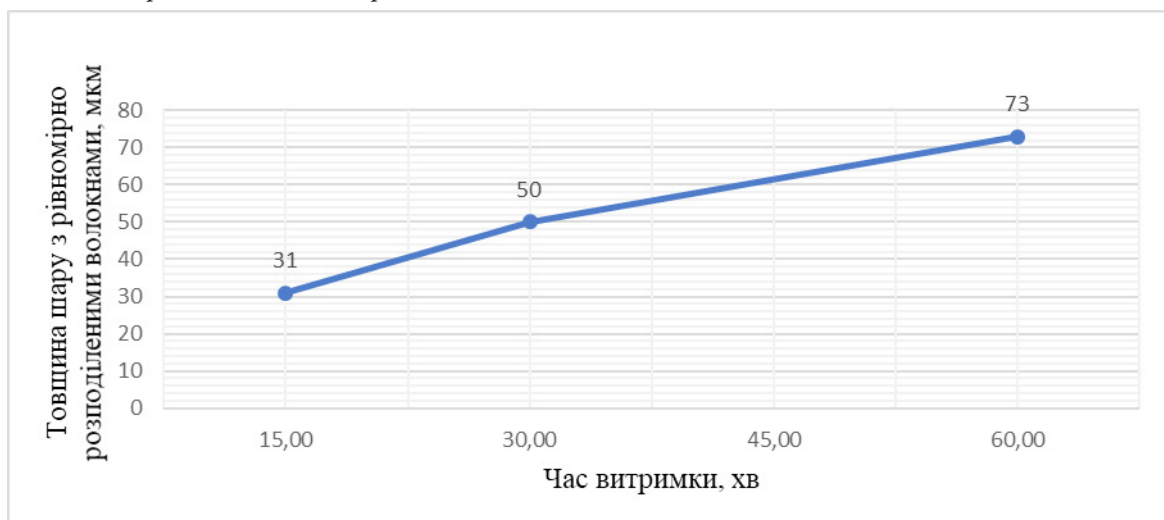


Рис. 2. Графік залежності товщини шару алюмінію, армованого рівномірно розподіленими волокнами бори́ду титану, від часу витримки зразка у розплаві

ЛІТЕРАТУРА:

1. Aluminium-Titanium Diboride (Al-TiB₂) Metal Matrix Composites: Challenges and Opportunities. / S. Suresh, N. Shenbag, V. Moorthi // Procedia Engineering, 38. – 2012. – pp. 89...97.
2. Композиционные материалы: Справочник / Под ред. Д.М. Карпиноса.– Киев: Наукова думка, 1985. – 592 с.
3. In situ processing of Al-TiB₂ composite by the stir-casting technique. / K.L. Tee, L. Lu, M.O. Lai // Journal of Materials Processing Technology, 89-90. – 1999. – pp. 513...519.
4. Synthesis of AL-TiB₂ nanocomposite using high frequency induction melting. / A.M. Nabawy, Z. Zhang, Z.X.G. Chen // Materials Science & Technology Conference and Exhibition. – 2013. – pp. 1284...1293.
5. Design of Experiments Analysis of Friction Behavior of Al-TiB₂ Composite. / S. Poria, G. Sutradhar, P. Sahoo // Materials Today: Proceedings, 4. – 2017. – pp. 2956...2964.
6. TiB₂ reinforced aluminum based in situ composites fabricated by stir casting. / Fei Chena, Zongning Chenb, Feng Maoa, Tongmin Wanga, Zhiqiang Cao // Materials Science and Engineering, 625. – 2015. – pp. 357...368.
7. Deformation behaviour and failure mechanisms of Al-TiB₂ in situ composites. / S. Madhavan, S. Balasivanandha Prabu // Materials Science and Technology, 29. – 2013. – pp. 268...272.
8. Development of Al 6063-TiB₂ in situ composites. / C.S. Ramesh, Abrar Ahamed, B.H. Channabasappa, R. Keshavamurthy // Materials & Design, 34. – 2010.– pp. 2230...2236.
9. Effect of B₄C, TiB₂ and ZrSiO₄ ceramic particles on mechanical properties of aluminium matrix composites: Experimental investigation and predictive modelling. / K. Shirvanimoghaddam, H. Khayyam, H. Abdizadeh, M. Karbalaee Akbari, A.H. Pakseresht, F. Abdi, A. Abbasi, M. Naebe // Ceramics International, 42.– 2016. – pp. 6206...6220.

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
„КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО”**

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ



**НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ
В МАШИНОБУДУВАННІ**

МАТЕРІАЛИ

X Міжнародної науково-технічної конференції

Україна, Київ

2018

їх не можна використовувати. Тому важливою задачею є визначення впливу макроармувальної фази на процес спікання пінополістиролових моделей автоклавним способом.

Розміщення арматури в прес-формі за рахунок виступаючих частин має забезпечити необхідне положення арматури в моделі, а надалі й у виливку. Оскільки спікання пінополістиролової моделі відбувається під впливом водяної пари, а охолодження прес-форми в воді, то з метою попередження іржавіння армувальні елементи зі сталі необхідно використовувати з захисним покриттям.

Для дослідження впливу макроармувальної фази на процес спікання моделей використовували полістирол марки D833, який попередньо спінювали до щільності 29 кг/м^3 . Моделі виготовляли в алюмінієвих прес-формах шляхом спікання в автоклаві ГК-100 при тиску пари в камері 0,16 МПа. Армувальні елементи виготовляли з оцинкованого сталевих дроту та сітки товщиною 2,0, 1,2, 0,9 і 0,8 мм.

В якості контрольних дослідів спочатку виготовляли моделі без арматури та фіксували час їх спікання. Так тривалість спікання моделі з товщиною стінки 5 мм без арматури виявилася більшою, ніж моделі з товщиною стінки 8 мм, що пояснюється тим, що прес-форма першої моделі мала товщі стінки, ніж прес-форма другої. Тривалість спікання моделей з арматурою визначали дослідним шляхом. Результати дослідів показали, що зі збільшенням діаметру арматури тривалість спікання моделі збільшується. При цьому час спікання моделі зі стінкою 5 мм з арматурою 0,9 мм збільшився на 15 с від контрольного дослідів, а з арматурою 2 мм – на 30 с. Для другої моделі зі стінкою 8 мм арматура 0,9 мм привела до збільшення часу спікання на 30 с, а арматура 2 мм – на 60 с.

Збільшення маси арматури, та як наслідок об'ємної долі арматури в моделі, призводило до збільшення часу спікання моделей. Очевидно, що зі збільшенням маси арматури збільшується кількість тепла, необхідного для нагрівання гранул полістиролу й арматури до температури спікання. Оскільки теплопровідність полістиролу є низькою, то наявність додаткової теплоти, у вигляді арматури, уповільнює процес спікання.

Висновок: Збільшення товщини та маси арматури уповільнює процес спікання моделей за рахунок збільшення теплоємності прес-форми, що призводить до зростання часу спікання моделей з макроармувальною фазою.

Література:

1. Калюжний П.Б., Слюсарев В.А., Калашник Д.О. Армвання виливків за технологією лиття за моделями, що газифікуються / Металознавство та обробка металів. – 2017. – №4. – С. 48-53.
2. Шинский О.И., Киореан. Х., Шинский И.О. Исследование термовременных параметров получения изделий из пенополистирола для литья по газифицируемым моделям / Процессы литья. – 1996. – №2. – С. 82-90.

Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

ВПЛИВ ШОРСТКОСТІ ПОВЕРХНІ ТИТАНОВОГО КОМПОЗИТУ НА ЙОГО ВЗАЄМОДІЮ З РОЗПЛАВОМ АЛЮМІНІЮ

E-mail: decan@iff.kpi.ua; gurya@ukr.net; yana.luschay@gmail.com

Гомогенні матеріали, одержані відомими методами обробки (литтям, спіканням тощо) майже досягли своєї максимальної ефективності, тому актуальним є створення сучасних композиційних матеріалів, гетерогенна структура яких може значно підвищити фізико-механічні та експлуатаційні характеристики і забезпечити стабільну роботу виробів в екстремальних умовах.

У роботі досліджувався вплив шорсткості на товщину утвореного інтерметалевого перехідного шару між титановим композитом та розплавом алюмінію.

Попереднім експериментом [1] було встановлено, що титан, армований боридом титану, має достатню сумісність з розплавом алюмінію, і може використовуватись як армувальний елемент для виготовлення алюміній-матричних композиційних матеріалів.

У якості вихідних матеріалів використовували алюміній, чистотою 98,6% та 3 пластини титану розмірами $20 \times 13 \times 3$ мм, армованого волокнами бориду титану діаметром 1...2 мкм та довжиною 100...500 мкм. Вміст волокон бориду титану складав 11 об'ємних %. Пластини було отримано методом електронно-променевого переплавлення з наступною прокаткою, а їх поверхні були оброблені шліфувальним папером з розміром зерна 250...315 мкм, 63...80 мкм та 3...5 мкм.

Температура розплаву складала 730...750 °С, час витримки пластин у ньому – 30 хвилин.

Методом металографічного аналізу було встановлено, що при шліфуванні поверхонь папером з розміром зерна 250...315 мкм (рис. 1, а) та 63...80 мкм (рис. 1, б) товщина перехідного шару між алюмінієм та титановим композитом значно не змінюється. В обох випадках можна спостерігати утворення рівномірного інтерметалевого шару товщиною до 5 мкм. Натомість, при обробленні поверхні папером з розміром зерна 3...5 мкм (рис. 1, в) спостерігається збільшення перехідного інтерметалевого шару до 60 мкм та відсутність зони рівномірно армованого алюмінію.

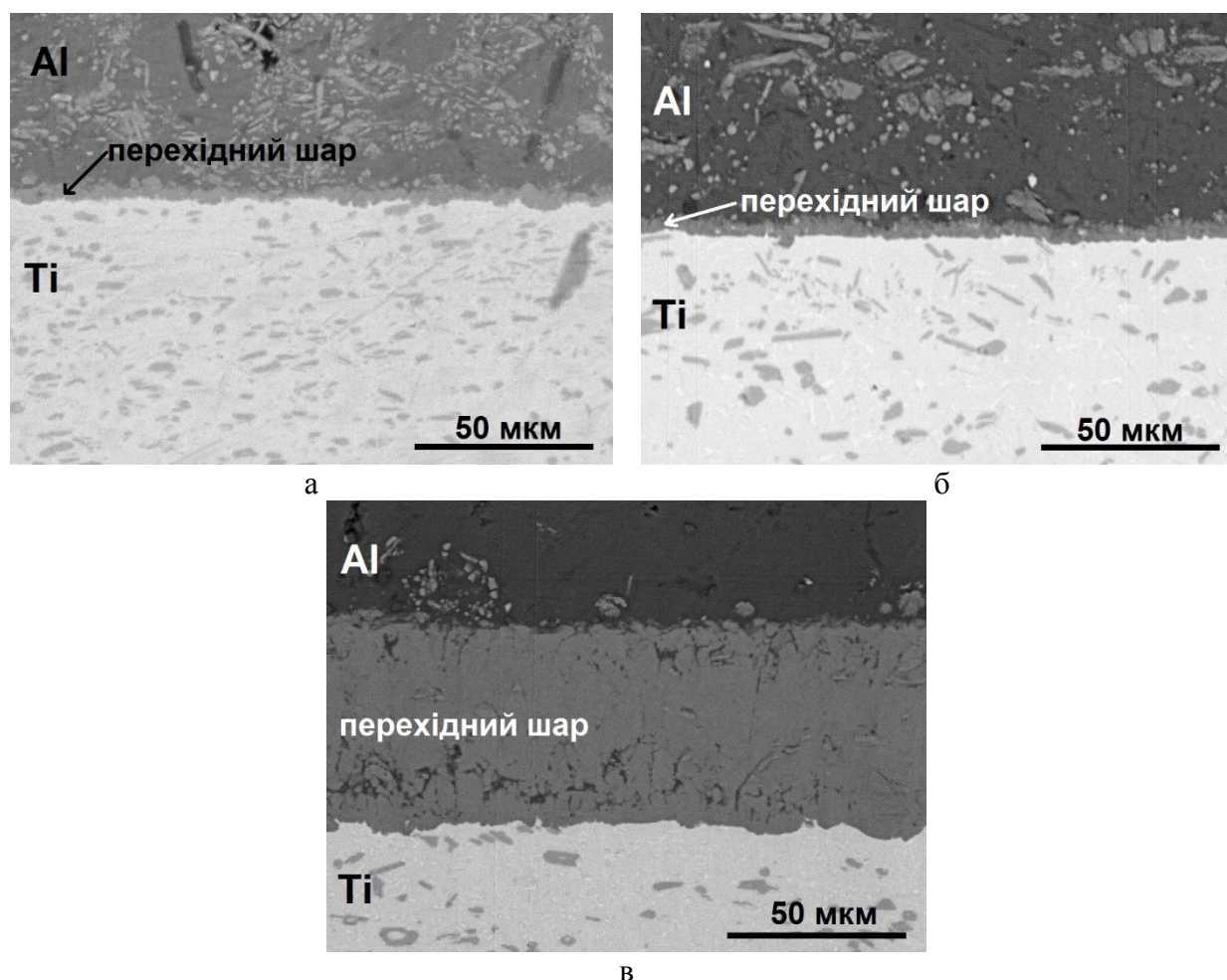


Рис. 1. Мікроструктура перехідного шару, утвореного при взаємодії розплаву алюмінію та титанового композиту, поверхні якого були відшліфовані шліфувальним папером з розміром зерна 250...315 мкм (а), 63...80 мкм (б) та 3...5 мкм (в)

Отже, шляхом зміни шорсткості поверхні можна регулювати товщину перехідного інтерметалевого шару, утворюваного між розплавом алюмінію та титаном, армованим боридом титану.

Література:

1. Особливості взаємодії титану, армованого волокнами монобориду титану, з розплавом алюмінію / Смірнова Я.О., Гурія І.М., Солодкий Є.В., Лобода П.І. // IX Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2017: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2017 р., м. Київ / загальна редакція Р.В. Лютий, І.М. Гурія. – Київ: НТУУ «КПІ», 2017. – С 168-169.

Соколовская Л. А., Шинский О.И., Мамишев В.А.

(ФТИМС НАН Украины, г. Киев)

О ВЛИЯНИИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ТЕПЛООТВОДА ОТ ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ СЛИТКОВ И ОТЛИВОК

E-mail: sokolovlola@gmail.com

В машиностроении и металлургии требуется улучшать качество отливок и слитков. Чтобы при кристаллизации стали, чугуна или другого сплава в теле литых заготовок не возникали дефекты литой структуры, необходимо управлять температурными полями в отливке и форме, слитке и изложнице.

На температуру рабочих поверхностей чугунных изложниц и песчаных форм влияют теплоизоляционные и противопригарные покрытия. Так как низкотеплопроводные защитные покрытия создают тепловой барьер между затвердевающей заготовкой и формой, то интенсивность теплоотвода в зоне контакта слитка с изложницей и отливки с формой резко снижается.

Чтобы устранить приварку слитка [1] к чугунной изложнице в месте ее разогрева до предсолидусных температур и предотвратить появление пригара на поверхности отливки [2], затвердевающей в песчаной форме, необходимо изменять толщину $\delta_{кр}$ и теплопроводность $\lambda_{кр}$ защитного покрытия.

Для расчетной оценки эффективного коэффициента теплопередачи $\alpha_{эф}$ от затвердевающих слитков и отливок к стенкам изложниц и форм или от жидкого металла к расплавляющимся литым гранулам с окисной пленкой на их поверхности можно воспользоваться полученными в [3] формулами.

Необходимо выяснить, как влияет тепловое сопротивление огнеупорной краски на внутренней поверхности формы или теплоизоляционной смазки на рабочей поверхности изложницы на теплообмен в зоне контакта отливки с формой и слитка с изложницей или литых гранул с расплавом. Эти формулы полезны для исследования теплообмена через слой огнеупорной краски при затвердевании шарообразных (ш), цилиндрических (ц) и плоских (п) отливок и слитков, соответственно, в песчаной форме и в чугунной изложнице или при плавлении гранул в расплаве, если записать их в следующем виде:

$$\alpha_{эф} = \frac{\alpha_o}{1 + \alpha_o \frac{\delta_{кр}}{\lambda_{кр}} \frac{R_{ш}}{R_{ш} + \delta_{кр}}} \quad (1a); \quad \alpha_{эф} = \frac{\alpha_o}{1 + \alpha_o \frac{R_{ц}}{\lambda_{кр}} \ln \frac{R_{ц} + \delta_{кр}}{R_{ц}}} \quad (1б); \quad \alpha_{эф} = \frac{\alpha_o}{1 + \alpha_o \frac{\delta_{кр}}{\lambda_{кр}}} \quad (1в),$$

где: $\lambda_{кр}$ – теплопроводность краски или окисной пленки, Вт/м К; $\delta_{кр}$ – толщина слоя краски или окисной пленки, м; R – радиус (полутолщина) слитка, отливки или литых гранул, м; α_o – коэффициент теплопередачи от расплава к изложнице, форме или к гранулам при отсутствии краски или окисной пленки, Дж/м² с К.